

JAERI-M
83-230

超電導磁石用銅及びアルミニウム安定化材の
極低温中性子照射による電気抵抗変化

1984年1月

仲田 清智*・高村 三郎・多田 直文*・正岡 功*

JAERI-M レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の問合わせは、日本原子力研究所技術情報部情報資料課（〒319-11 茨城県那珂郡東海村）
あて、お申しこしてください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-11 茨城
県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費頒布をおこなっております。

JAERI-M reports are issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Information Section, Division
of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun,
Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1983

編集兼発行 日本原子力研究所
印刷 山田軽印刷所

超電導磁石用銅及びアルミニウム安定化材の
極低温中性子照射による電気抵抗変化

日本原子力研究所東海研究所物理部

仲田 清智*・高村 三郎

多田 直文*・正岡 功*

(1983年12月15日受理)

銅とアルミニウムは核融合炉用超電導磁石安定化材の候補材料である。この材料を約5Kで高速中性子照射し、その後300Kに焼なましをし、また、これらをくり返し行った。4.2Kでの磁場中の電気抵抗変化を測定し、加工度と純度の影響について調べた結果を得た。

- 1) 照射による電気抵抗増加量はアルミニウムでは銅の約3倍である。
- 2) 照射後300Kに焼なましても、銅では照射による電気抵抗増加量の約20%が残留する。アルミニウムでは完全になくなる。
- 3) 照射による電気抵抗増加量は、電気抵抗比が300の銅の焼鈍材でも加工材でも、ほぼ同じである。300Kに焼なました時に残留した量は加工材の方が焼鈍材より小さい。
- 4) 電気抵抗比1400の高純度銅の照射による電気抵抗増加量は電気抵抗比300のものより大きく、しかも磁場を増すと共に増加する。一方電気抵抗比300のものは磁場の強さによらず一定である。

銅の加工材の照射前の電気抵抗は焼鈍材に比較してかなり大きい。

そのため、照射下で使用する超電導磁石安定化材として最もよいのは、電気抵抗比が300位の銅の焼鈍材であることがわかった。

* 日立製作所日立研究所

Electrical Resistivity Change in Cu and Al Stabilizers
of Superconducting Magnets after
Low-Temperature Neutron Irradiation

Kiyotomo NAKATA^{*}, Saburo TAKAMURA, Naobumi TADA^{*}
and Isao MASAOKA^{*}

Department of Physics,
Tokai Research Establishment, JAERI

(Received December 15, 1983)

Copper(Cu) and aluminum(Al) are candidate materials for a stabilizer of a superconducting magnet in a fusion reactor. These materials are irradiated by fast neutrons at about 5K and annealed to 300K, and the repeated irradiations are performed. The change in the magnetoresistivity at 4.2K after the irradiation and after the annealing is measured and the effect of cold work and purity of materials is studied. The following results are obtained:

- 1) The resistivity increase by irradiation in Al is about three times larger than that in Cu.
- 2) After 300K anneal, about 20% of the radiation induced resistivity in Cu remains and the radiation induced resistivity in Al annihilates.
- 3) The radiation induced resistivity in cold worked Cu with R.R.R.^{†)} of 300 is equal to that in annealed one. The amount of radiation induced resistivity remained after 300K anneal($\Delta\rho_{\text{ann}}$) in cold worked Cu is smaller than $\Delta\rho_{\text{ann}}$ in annealed Cu.
- 4) The radiation induced magnetoresistivity($\Delta\rho$) of the high purity Cu with R.R.R. of 1400 is larger than that with R.R.R. of 300. $\Delta\rho$ in the former increases with increasing the magnetic field, while $\Delta\rho$ in the latter is constant despite the magnetic field.

†) The residual resistivity ratio of resistivity at room temperature to that at 4.2K.

* Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., Hitachi, Ibaraki

The pre-irradiation resistivity of cold worked Cu is very large as compared with that of annealed one. Therefore, the annealed Cu with R.R.R. of 300 is considered to be the best material as the stabilizer used under irradiation from consideration of above results.

Keywords: Superconducting Magnet, Stabilizer, Copper, Aluminum, Electrical Resistivity, Neutron Irradiation, Magnetoresistivity, Low Temperature, Purity

目 次

1. 緒 言	1
2. 実験方法	2
2.1 供試材	2
2.2 中性子照射	2
2.3 磁場中の電気抵抗測定	3
3. 実験結果	3
3.1 照射による比抵抗増加と等時焼鈍過程	3
3.2 磁場中での比抵抗変化	4
3.3 くり返し照射による比抵抗変化	5
4. 考 察	6
4.1 磁気抵抗効果	6
4.2 中性子照射した銅及びアルミニウムにおける比抵抗変化	7
4.3 核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性	8
5. 結 言	9
謝 辞	10
参考文献	10

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental procedures	2
2.1 Samples	2
2.2 Neutron irradiation	2
2.3 Electrical resistivity measurement in magnetic field	3
3. Experimental results	3
3.1 Radiation induced resistivity increase and isochronal annealing curve	3
3.2 Radiation induced resistivity change in magnetic field	4
3.3 Resistivity change after cyclic irradiation	5
4. Discussion	6
4.1 Magnetoresistivity effect	6
4.2 Resistivity change in Cu and Al after neutron irradiation	7
4.3 Application to stabilizers of superconducting magnets in fusion reactors	8
5. Conclusions.....	9
Acknowledgements	10
References	10

1. 緒 言

磁気閉じ込め方式の核融合炉にはごく少ないエネルギー消費で高磁界を発生する超電導磁石が使用される。これは常電導磁石を用いるとこれに要する電力が莫大になり、核融合炉によって得られる電力の相当の部分が消費されてしまうためである。超電導磁石材料は核融合反応によって生じた高速中性子や γ 線の照射を受ける。現在考えられているトカマク型核融合炉の遮蔽の大きさは、この超電導磁石の放射線損傷を許容できる範囲内に抑えるという条件で決められ、磁石部の放射線損傷の問題、特に安定化材の放射線による電気抵抗増加がトラスの半径を決めるとまで言われている。従って、超電導磁石材料の照射効果を明確にすることは炉設計や炉のコストに大きな影響を及ぼすと考えられる¹⁾。

図1に超電導体の断面図の1例を示す²⁾。安定化材は超電導線材の周りにあり、超電導線が何らかの原因で超電導状態から一部分常電導状態に変化した時に電流のバイパスとしての役割を持つ。安定化材は超電導線に流れる極めて大きな電流を流すためにかなり大型のものとなり、磁石内で相当の体積と重量をしめる。安定化材には電気抵抗の小さい銅やアルミニウムが用いられる。しかし、それらは極低温（液体ヘリウム温度）での高速中性子照射で電気抵抗が上昇することが知られており、 10^{21} n/m²程度の低照射でも電気抵抗は照射前の数倍も上昇する。この照射によって増加した電気抵抗を焼なましにより消失させるために炉の運転を止めて温度を上げる必要があるが、その頻度を定めるもの一つが安定化材の照射損傷であると考えられ、近年炉の小型化の必要性に伴い問題となっている³⁾。しかし、極低温での照射実験が必要であるなどの実験上の困難さから、安定化材の照射研究は極めて少なく^{3)~7)}、殊に照射後焼なましを行いさらに再び極低温照射する、いわゆるくり返し照射の効果などの、実際にそくした超電導磁石の設計のために必要なデータはほとんど無いのが現状である。

本研究は、超電導磁石用安定化材として銅とアルミニウムについて、照射損傷及びその焼なまし過程を検討し、材料の選定、安定化材の大きさ、遮蔽体の厚さなど炉設計に有益な情報を得ることを目的とする。そのために、JRR-3に設置された極低温照射装置(LHTL)により、種々の純度や加工履歴を持った銅とアルミニウムを5 Kで最大 5.3×10^{21} n/m²の高速中性子照射を行い、それらの、

- ① 照射による4.2 Kでの電気抵抗増加量
- ② 材料の純度や加工度の照射による電気抵抗増加への影響
- ③ 照射後室温までの焼なましによる電気抵抗の回復
- ④ 照射と焼なましをくり返した時の電気抵抗変化
- ⑤ 磁気抵抗効果

について実験を行い、それらの結果について検討した。

2. 実験方法

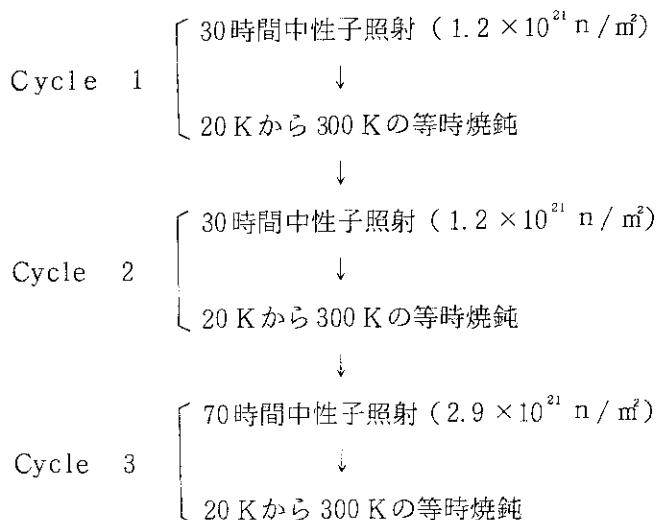
2.1 供試材

供試材は超電導磁石用安定化材として用いられる純銅2種類（それぞれG, Nの記号で呼ぶ）とアルミニウム（Al），及び比較材としてJohnson Matthey Chemicals社製高純度銅（HP）である。それぞれに含まれる不純物とその濃度を表1, 2に示す。素材は図2に示した様に冷間線引きと熱処理を行って直径0.2 mmの焼鈍材，8～9%及び30%冷間加工材を作製した。これらの線材は，長さ80 mmに切断し，直径約1.5 mmのらせん状に巻き長さ約25 mmの試片とした。焼鈍材についてはらせん状に巻いた時にはいる歪を解除するために試片作製後銅は1073 Kで，アルミニウムは773 Kで30分間真空中で焼鈍した。試片は，照射中の変形防止と電気抵抗測定時の絶縁のために直径5 mm，長さ30 mmの石英管内にセットした後，試片両端に2本ずつの電気抵抗測定用電圧，電流リード線の0.1 mm ϕ ホルマル被覆銅線をハンダ付けた。なお，アルミニウム試片については測定用銅線を点溶接した。各焼鈍試片の室温と4.2 Kでの電気抵抗の比（R.R.R.）を表3に示す。電気抵抗比は純度の目安となるもので，これが大きい程純度が良いと考えられる。ただし表3の値はサイズ効果⁸⁾は補正していない。

2.2 中性子照射

試片はリード線をつけたまま照射用キャプセルに入れ，JRR-3に設置された極低温照射装置（LHTL）を用いて5 Kで中性子照射を行った⁹⁾。高速中性子束は 1.15×10^{16} n/m²s (> 0.1 MeV)である。照射は30～70時間（照射量 $1.2 \times 10^{21} \sim 2.9 \times 10^{21}$ n/m² (> 0.1 MeV)）連続して行ない，照射後試片は液体ヘリウム中に浸したまま原子炉から取出し，試片貯蔵用液体ヘリウム容器中で保存した。

くり返し照射は同一試片を以下の手順によって照射と焼鈍を3回くり返した。



2.3 磁場中の電気抵抗測定

図3に磁場中での電気抵抗測定用クライオスタットの模式図を示す。照射した試片は特殊治具を用いて液体ヘリウムから露出することなく試料ホルダーにセットされる¹⁰⁾。図4には試料ホルダーの見取図を示すが、この試料ホルダーは周囲にヒーターを巻いた銅箱である。試料ホルダー内側には焼鈍温度測定用の銅-コンスタンタン熱電対が組込まれている。試料ホルダーはステンレス管を動かすことによって上下させることができる。照射試片に取付けた電気抵抗測定用リード線を特殊治具でクライオスタットの外まで引き出して電気抵抗測定端子に取付ける。

等時焼鈍は試片を試料ホルダーに入れたまま、液体ヘリウム液面上に引上げ、試料ホルダーに取り付けたヒーターの電流を制御して行った。焼鈍温度は20 K～300 Kで、20 K間隔で6分間づつ焼鈍した。設定温度の誤差は±1 Kであった。

電気抵抗測定は、すべて液体ヘリウム中(4.2 K)で4端子法により行った。試片に流れる電流とその時の電圧を同時測定し、また、電流を逆転して再度測定する方法により熱超電力などの影響を除いた。測定した電気抵抗は試片の長さと同径から算出した形状因子を用いて比抵抗に換算した。この様にして得られた比抵抗の測定精度は±0.5 pΩmであった。

電気抵抗測定中の磁場は、NbTiで製作した超電導磁石により0～60 KGの範囲で行った。図5は超電導磁石のたて方向の磁場分布を測定した結果である。これは磁場を30 KGに設定した時、磁石中のそれぞれの位置での銅試片の電気抵抗変化である。これより、磁石の下端から40～80 mmの範囲で均一磁場が得られることが明らかとなったので、磁場中での電気抵抗測定にはすべてこの磁場の均一な部分を用いた。

3. 実験結果

3.1 照射による比抵抗増加と等時焼鈍過程

銅やアルミニウムを低温で中性子照射すると比抵抗が増加する。図6に4.2 Kにおける各試片の照射前の比抵抗と5 Kで 1.2×10^{21} n/m²の中性子照射後の比抵抗を示す。銅材では、照射前の比抵抗はN材が最も高く、G材、HP材と純度が良くなる程小さくなり、また材料を加工すると材料内部に転位が導入されるため加工度に応じて比抵抗が増加する。これらを照射すると約 1.2×10^{-10} Ωmの比抵抗上昇があり、この値はいずれの試片においてもほぼ同一である。一方アルミニウム材では、照射前の比抵抗は銅のG材やN材に比較して小さく、30%冷間加工による比抵抗上昇も少ない。照射による比抵抗増加は約 4.0×10^{-10} Ωmで銅の場合の約3倍である。

図7及び8に銅の照射による比抵抗増加量に及ぼす純度と加工度の影響を示す。ここでたて軸△は照射による比抵抗増加量、すなわち照射前の試片の比抵抗と照射後の比抵抗の差である。照射が 2.9×10^{21} n/m²以下では照射による比抵抗増加はほぼ照射量に比例して増大する。その増加率は試片の純度や加工度にはほとんど依存しない。またアルミニウム材についても銅の場合と同様の直線関係が認められたが、照射による比抵抗増加率は銅のその約3倍

2.3 磁場中の電気抵抗測定

図3に磁場中での電気抵抗測定用クライオスタットの模式図を示す。照射した試片は特殊治具を用いて液体ヘリウムから露出することなく試料ホルダーにセットされる¹⁰⁾。図4には試料ホルダーの見取図を示すが、この試料ホルダーは周囲にヒーターを巻いた銅箱である。試料ホルダー内側には焼鈍温度測定用の銅-コンスタンタン熱電対が組込まれている。試料ホルダーはステンレス管を動かすことによって上下させることができる。照射試片に取付けた電気抵抗測定用リード線を特殊治具でクライオスタットの外まで引き出して電気抵抗測定端子に取付ける。

等時焼鈍は試片を試料ホルダーに入れたまま、液体ヘリウム液面上に引上げ、試料ホルダーに取り付けたヒーターの電流を制御して行った。焼鈍温度は20 K～300 Kで、20 K間隔で6分間づつ焼鈍した。設定温度の誤差は±1 Kであった。

電気抵抗測定は、すべて液体ヘリウム中(4.2 K)で4端子法により行った。試片に流れる電流とその時の電圧を同時測定し、また、電流を逆転して再度測定する方法により熱超電力などの影響を除いた。測定した電気抵抗は試片の長さと同線径から算出した形状因子を用いて比抵抗に換算した。この様にして得られた比抵抗の測定精度は±0.5 pΩmであった。

電気抵抗測定中の磁場は、NbTiで製作した超電導磁石により0～60 KGの範囲で行った。図5は超電導磁石のたて方向の磁場分布を測定した結果である。これは磁場を30 KGに設定した時、磁石中のそれぞれの位置での銅試片の電気抵抗変化である。これより、磁石の下端から40～80 mmの範囲で均一磁場が得られることが明らかとなったので、磁場中での電気抵抗測定にはすべてこの磁場の均一な部分を用いた。

3. 実験結果

3.1 照射による比抵抗増加と等時焼鈍過程

銅やアルミニウムを低温で中性子照射すると比抵抗が増加する。図6に4.2 Kにおける各試片の照射前の比抵抗と5 Kで 1.2×10^{21} n/m²の中性子照射後の比抵抗を示す。銅材では、照射前の比抵抗はN材が最も高く、G材、HP材と純度が良くなる程小さくなり、また材料を加工すると材料内部に転位が導入されるため加工度に応じて比抵抗が増加する。これらを照射すると約 1.2×10^{-10} Ωmの比抵抗上昇があり、この値はどれの試片においてもほぼ同一である。一方アルミニウム材では、照射前の比抵抗は銅のG材やN材に比較して小さく、30%冷間加工による比抵抗上昇も少ない。照射による比抵抗増加は約 4.0×10^{-10} Ωmで銅の場合の約3倍である。

図7及び8に銅の照射による比抵抗増加量に及ぼす純度と加工度の影響を示す。ここでたて軸△は照射による比抵抗増加量、すなわち照射前の試片の比抵抗と照射後の比抵抗の差である。照射が 2.9×10^{21} n/m²以下では照射による比抵抗増加はほぼ照射量に比例して増大する。その増加率は試片の純度や加工度にはほとんど依存しない。またアルミニウム材についても銅の場合と同様の直線関係が認められたが、照射による比抵抗増加率は銅のその約3倍

である。

図9にはG(Ann)材とG(30%CW)材を照射後20K間隔で6分間づつ等時焼鈍した時の比抵抗回復曲線を示す。たて軸 $\Delta\rho$ は照射前の各試片の比抵抗を基準にしてそれからの差を示したもので、横軸は焼鈍温度である。この時、20~60K、60~200K及び200~300Kの3つに区分し、それぞれをステージI、II、IIIと呼ばれる回復ステージが現われる。ステージIは照射によって導入された格子間原子の移動消滅、ステージIIは主として格子間原子集合体の離合集散、ステージIIIは原子空孔の移動消滅にかかわるステージであり、さらに300K焼鈍後にも原子空孔集合体が残留するため照射前より高い比抵抗を示す¹¹⁾。加工材G(30%CW)では、焼鈍材G(Ann)に比べて160K以上での回復量が大きく、300K焼鈍後の比抵抗残留分も小さい。図10にはAl(Ann)材とAl(30%CW)材の場合の結果を示した。アルミニウムの場合、5~60K、60~160K、160~280Kに銅に対応した回復ステージI、II、IIIが現れ¹¹⁾、300K焼鈍後はほぼ照射前の比抵抗値に戻る。加工材Al(30%CW)でも各ステージの回復量や温度範囲は焼鈍材Al(Ann)と同じである。

表4に各試片の 1.2×10^{21} n/m²の照射後、60、200、300Kに焼鈍後の照射により増加した比抵抗の残留抵抗($\Delta\rho$)と照射による比抵抗増加量($\Delta\rho_1$)との比を示す。銅では60Kの焼鈍後の比抵抗の残留割合は試片の種類によらず一定であるが、200Kと300Kの焼鈍後の比抵抗の残留割合は、G、N材では高純度のHP材にくらべてやや大きく、また加工度が大きいと小さい。一方アルミニウムでは60Kの焼鈍によって比抵抗の残留割合は約0.5になり、300Kの焼鈍によってほとんど0になる。これは加工材においても同様である。

3.2 磁場中での比抵抗変化

一般に金属の電気抵抗は磁場によって増大する。従って超電導磁石安定化材などの磁場中で使用される材料については磁場中での電気抵抗を検討する必要がある。図11は銅のG(Ann)材において、60KGまでの磁場中での比抵抗変化を照射前(Pre Irrad.)照射直後(As Irrad.)及び照射後300Kで焼鈍した後(After 300K Anneal)の場合について示す。試片の比抵抗は磁場の強さに対してほぼ直線的に増大し、その傾きはいずれの場合も同じである。図12はG(30%CW)材の結果であるが、この場合も比抵抗は磁場の強さに対して直線的である。図13にはG(Ann)の場合とほぼ同じである。図13にはG(Ann)材について磁場を30KGと60KGに変化させた場合の等時焼鈍曲線を示す。曲線は磁場によって平行移動するが、その形状は変化しない。以上に述べた磁場の強さと比抵抗変化挙動は、純度の異なるN材やHP材についても同様の関係が認められた。

図14、15はAl(Ann)材とAl(30%CW)材における磁場中での比抵抗変化を示している。アルミニウムは銅の場合と著しく異なっている。すなわち、照射直後(As Irrad.)の比抵抗は磁場に比例して増大するが、磁場が増加するに従って比抵抗の増大は少なくなり飽和する傾向にある。また照射前(Pre Irrad.)と照射後300Kで焼鈍(After 300K Anneal)の場合、0~10KGの磁場でわずかに試片の比抵抗は増大するが、10~60KGの磁場中では比抵抗は磁場強さに依存せず一定である。図16にはAl(Ann)材について磁場を30KGと60KGに変化させた場合の等時焼鈍曲線を示す。磁場による比抵抗増加量は照射直後にお

いて最も大きく焼鈍温度が上昇するに従って小さくなり、260 K以上の温度領域では磁場に依存しない。

3.3 くり返し照射による比抵抗変化

核融合炉では安定化材に蓄積された照射損傷を焼なましによって消失させるために運転を停止して安定化材の焼鈍をくり返し行うことが想定される。本研究では、この時の安定化材の比抵抗変化を明らかにするために2.2節で述べた手順に従って同一試片を5 Kでの照射と300 Kでの焼鈍を3回くり返して行った。その結果を表5にまとめる。ここには実験を行った各試料について各サイクルでの照射直後とそれを300 Kで焼鈍した時の比抵抗を磁場0, 30, 60 KGの時について示した。比抵抗測定温度は4.2 Kである。図17はくり返し照射した時の各サイクルでの等時焼鈍曲線をG(Ann)材について磁場がない場合を示したものである。ここでたて軸 $\Delta\rho$ は非照射における比抵抗との差である。サイクル2, 3の等時焼鈍曲線ではサイクル1での等時焼鈍曲線と同じ温度領域にステージI, II, IIIが認められる。しかし、照射後300 Kでの焼鈍を行っても照射によって増加した抵抗の約20%が残留し、くり返し照射を行うに従ってそれらが蓄積されるため比抵抗は増大する。表6には、それぞれの試料の各サイクル毎に照射によって増加した比抵抗量に対する300 Kでの焼鈍後に残留する比抵抗の割合を示す。比抵抗の残留割合はすべての銅試料においてサイクル1で最も大きく、サイクル2, 3ではそれより小さい。またサイクル2, 3での比抵抗の残留割合もサイクル1の場合と同様に焼鈍材では大きく加工材では小さい。また、高純度のHP材ではGやN材に比較してやや大きい。アルミニウムの場合にはくり返し照射によって等時焼鈍曲線は変化せず、表6に示す様に各サイクルとも300 Kの焼鈍によって照射で増加した比抵抗はすべてなくなる。

表7には各試料における各サイクルでの照射による比抵抗増加率(Damage Rate)を単位照射量あたりの比抵抗増加量で示した。またここには磁場を30 KGと60 KGにした時の比抵抗増加率もあわせて示す。また図18には、HP(Ann), G(Ann)及びN(Ann)のくり返し照射の際の比抵抗変化を照射量の関数として磁場なしと60 KGのときについて図示する。銅材の場合、照射による比抵抗増加率はサイクル1で大きく、サイクル2, 3ではやや減少する。また、磁場のある場合の比抵抗増加率は、HP(Ann)材において磁場の強さに対して増大するが、他の銅材の場合には磁場がない場合とほぼ同じである。図18で認められる様に、磁場のない場合にはHP(Ann), G(Ann), N(Ann)の照射による比抵抗増加量は同じであるが、磁場が60 KGの場合はHP(Ann)の比抵抗増加量が大きく、サイクル3の照射後にはHP(Ann)の比抵抗値はG(Ann)より大きくなる。一方、アルミニウムの照射による比抵抗増加率は銅の3倍で、また、磁場を加えることによって増大する。この磁場による比抵抗増加率の増大はサイクル1で大きく、サイクル3では小さい。

図19と20は銅材について、各サイクルで照射後300 Kで焼鈍した時の比抵抗を照射前の試料の比抵抗との差 $\Delta\rho$ で表わしたものである。横軸は各サイクルでの照射量を積算したものである。300 K焼鈍後の照射による比抵抗の増加分はくり返し照射することによって増大する。その量は磁場のない場合は銅の純度には影響されないが、60 KGの磁場のある場合は高純度のHP(Ann)材ではGやN材にくらべて著しく大きくなる。また残留比抵抗は焼鈍材で大きく、加工

材では減少する。この傾向は磁場によって変化しない(図20)。図21はアルミニウム材についての結果である。アルミニウムは焼鈍材と加工材とも残留比抵抗はほとんどなく、サイクル3終了後も比抵抗増加はごく微量である。

4. 考 察

4.1 磁気抵抗効果

磁場中の金属の電気抵抗は磁場のない時に比べて大きい。これは伝導電子の運動が外部磁場によってみだされるため磁気抵抗効果と呼ばれている。照射試片の磁場H中での比抵抗 $\rho(H)$ は下式で表わされる。

$$\rho(H) = \rho_0 + \Delta\rho_I + \Delta\rho_M \quad (1)$$

ここで、 ρ_0 は磁場のない時の金属の残留比抵抗、 $\Delta\rho_I$ は照射欠陥による比抵抗増加量、 $\Delta\rho_M$ は磁場による比抵抗増加量(磁気抵抗)である。今、

$$\rho(O) \equiv \rho_0 + \Delta\rho_I \quad (2)$$

とすると、(1)と(2)から磁気抵抗は、

$$\Delta\rho_M = \rho(H) - \rho(O) \quad (3)$$

と表わされる。磁気抵抗は金属の種類、純度、磁場の強度、測定した温度条件など、金属の状態と環境によって異なる。しかし、 $\Delta\rho_M/\rho(O)$ と $H/\rho(O)$ は金属の状態と環境によらず一定の関数関係で表わされる^{12) 13)}。図22と23は加工度、照射条件、焼鈍条件の異なったG材の結果を $(\rho(H) - \rho(O))/\rho(O)$ と $H/\rho(O)$ について両対数プロット(Kohler plot)したものである。これらに見られる様に、G材の比抵抗の磁場依存は試料の加工度、照射条件、焼鈍条件によらずほぼ同一直線になる。さらに試料の純度にもよらないことも確認された。これらの結果から、銅の場合誤差範囲内で、

$$\log \left(\frac{\rho(H) - \rho(O)}{\rho(O)} \right) = m \log \left(\frac{H}{\rho(O)} \right) + n \quad (4)$$

m, nは定数

と表わされ、実験を行ったすべての条件において、

$$\begin{aligned} m &= 1.0 \pm 0.1 \\ n &= -0.4 \pm 0.1 \end{aligned} \quad (5)$$

である。ただし比抵抗の単位は $10^{-11} \Omega m$ 、磁場の単位はKGである。

照射による銅の磁気抵抗変化の研究はBöning¹³⁾らによって、4.6 Kで中性子照射した銅単結晶を用いて行われたが、近年核融合炉用超電導磁石安定化材を指向した照射研究がWilliams (ORNL)⁵⁾及びKonynenburg (LLNL)⁶⁾らによって進められている。その中で

Williams は 110 KG 以下の磁場中で(4)式の m と n の値を $4.5 \times 10^{22} \text{ n/m}^2 (> 1.0 \text{ MeV})$ 照射後と 330 K 焼鈍後の比抵抗変化を Kohler plot から、 $m = 1.23 \sim 0.95$, $n = -0.3 \sim -0.54$ と求めている。これらの値は本研究で得られた(5)の値とよい一致を示している。このことから、本研究の(5)の結果は 110 KG までの高磁場中の場合にも適用できると考えられる。

アルミニウムの場合、Kohler plot は直線関係が得られない。これは、図 14, 15 で示した様に照射していない材料では 10 KG 以上、また照射材でも 50 KG 以上で磁気抵抗が磁場の強さに対して変化しなくなることによる。

4.2 中性子照射した銅及びアルミニウムにおける比抵抗変化

照射によって金属中には格子間原子と原子空孔が生成する。照射温度が 5 K という極低温では生成した点欠陥は熱的に移動して合体や消滅することができないため、照射とともに金属内部に点欠陥が蓄積され、それによって金属の電気抵抗は上昇する。本研究で実験を行ったすべての試料において、 $2.9 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ 以下の照射量とそれによる比抵抗増加の間に直線関係が得られた(図 7, 8)。すなわち、磁場がない場合の照射後の比抵抗 ρ_1 は、

$$\rho_1 = 9 \times 10^{-32} \Phi + \rho_0 \quad (\text{銅}) \quad (6)$$

$$\rho_1 = 32 \times 10^{-32} \Phi + \rho_0 \quad (\text{アルミニウム})$$

で表わされる。ここで、 Φ は n/m^2 で表わした照射量、 ρ_0 は照射前の試片の残留比抵抗である。この様に照射量とそれによる比抵抗増加が直線関係になることは、高速中性子が原子に衝突してできるカスケード同士のかさなりは無視できる程度であることを示唆している。銅に比較してアルミニウムでは同一照射量でも比抵抗増加量が 3 倍大きい。この原因は、アルミニウムは銅にくらべて格子間原子と原子空孔のフレンケル対の電気抵抗寄与が大きく¹⁴⁾、また、はじき出ししきい値が小さい¹⁵⁾ のでフレンケル対の形式量が多いためと考えられる。

式(6)は、G 材と N 材及び HP (8% CW) 材については、 ρ_0 に磁場中での比抵抗値やくり返し照射における残留比抵抗値を代入することによって磁場中やくり返し照射の場合にも適用可能である。しかし、電気抵抗比が 1400 の高純度の HP (Ann) 材と Al 材については、照射損傷率が磁場強さ及びくり返し照射によって変化するため式(6)は適用できない。この原因については今後詳しい検討が必要である。

照射後等時焼鈍を行うと照射欠陥同士の消滅あるいは転位等の点欠陥のシンクスへの消滅のために試料の比抵抗は減少する。銅の場合照射前に冷間加工により転位を試料内に導入しておく、それへの欠陥消滅が盛んになりステージ II, III での比抵抗減少量が増加する(図 9)。図 24 は G 材において照射後 300 K で焼鈍した時の残留比抵抗 ($\Delta \rho$) を冷間加工度に対して図示したものである。残留比抵抗は加工度を増すと共に減少し、くり返し照射の場合も、また磁場中でも同様の傾向を示す。しかし、アルミニウムでは、焼鈍材と冷間加工材の等時焼鈍過程にはほとんど差が認められない(図 10)。照射前の冷間加工により導入される転位量は、加工前後の試料の比抵抗変化から転位の電気抵抗寄与；銅 $2.8 \times 10^{-25} \Omega \text{ m}^3$ ¹⁶⁾、アルミニウム $3.7 \times 10^{-25} \Omega \text{ m}^3$ ¹⁷⁾ を用いて下記の様に計算される。

G (30%CW)材: $6 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$

Al (30%CW)材: $5 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$

すなわち、アルミニウム加工材の転位密度は銅の場合より1桁以上小さい。このことからアルミニウム材で加工の効果がほとんど現われないのは、高純度アルミニウムでは再結晶温度が室温以下となる¹¹⁾ため冷間加工中に転位の回復が生じ、試料内には加工転位がほとんど導入されないためであると考えられる。

4.3 核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性

現在考えられているトカマク型核融合実証炉の設計によると超電導磁石部分での照射量は $10^{21} \sim 10^{22} \text{ n/m}^2$ ($10^{14} \text{ n/m}^2 \text{ s}$)程度が考慮されている¹⁸⁾。さらに動力炉を考えれば $10^{22} \sim 10^{23} \text{ n/m}^2$ の照射量に達する可能性がある。この様な環境下で使用される超電導磁石安定化材には照射による電気抵抗増加率が小さいこと、定期的な室温での焼なまし処理によって照射損傷ができるだけ回復されることが必要である。以下に本研究で得られた結果に基づき、銅及びアルミニウム材の核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性について検討する。

磁場の無い時の銅の照射による比抵抗増加率はアルミニウムの約1/3で、試料の純度や加工度にほとんど影響されない。しかし、電気抵抗比1400の高純度材では磁場中での比抵抗増加率は磁場の強さと共に大きくなる。そのため図18に示した様にHP材は積算照射量が大きくなるとG材よりも比抵抗が高くなる。従って高純度の銅を安定化材として用いることは有効でない。銅の焼鈍材では、照射後300 Kで焼なましても照射によって増加した比抵抗の約20%が残留する。この残留抵抗を減少させるために冷間加工した材料を使用することは有効である。その加工度は10%程度で効果があり、それ以上強加工しても照射による比抵抗増加率はほとんど減少しない(図24)。しかし、冷間加工材は焼鈍材に比較してももとの比抵抗が大きい点で問題である(図6)。

アルミニウムは、照射による電気抵抗増加率が銅の3倍以上であり、またそれは磁場の強度とともに著しく大きくなる。しかし、照射後300 Kでの焼なましによって照射によって増加した比抵抗がほとんどすべて無くなる(図21)ことは、何回も照射と焼鈍をくり返して使用する場合には有利である。

図25は銅のG材で焼鈍材と9%、30%加工材について、核融合炉の運転による比抵抗変化を本実験結果を用いて示す。これはMARS (Mirror Advanced Reactor Study)の安全限界値¹⁹⁾に達した時運転を止めて超電導磁石を室温(300 K)に焼なまし、再び運転する運転モードである。MARSの安全限界値は100 KG下で $96 \times 10^{-11} \Omega \text{ m}$ とされているが、G (Ann)材では照射量 $7 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ で安全限界値まで比抵抗が上昇する。この照射量は中性子束が $10^{14} \text{ n/m}^2 \text{ s}$ 程度とすると約2年で到達する。安全限界値に達したG (Ann)材を300 Kに焼もどすと $50 \times 10^{-11} \Omega \text{ m}$ まで比抵抗が減少し、再び炉を運転すると積算照射量 $12 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ で再び安全限界値まで比抵抗が増加し再び焼なます必要が生じる。加工材では、焼鈍材にくらべて照射前の比抵抗がもともと高いため、焼鈍材よりも低い照射量で焼なます必要が生じる。その後焼なましと照射をくり返しても $20 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ 以下の照射量ではいずれのサイクルでも焼鈍材より低い照射量で安全限界値に達する。以上の結果はN材でも同様であるが、安全限界値の比

抵抗に達する照射量はG材よりやや低い。一方、高純度銅であるHP (Ann) は、照射前の比抵抗はGやN材にくらべて低いが、強磁場中では照射による比抵抗増加率が大きくなり(表7)、また300K焼なましによる残留比抵抗もGやN材にくらべて大きい(図19)。このためHP材の比抵抗が安全限界値に達するまでの照射量はGやN材に比較して30~40%も低い。図26にアルミニウムの場合について示す。Al (Ann) とAl (30% CW) はほとんど同様であるので図にはAl (Ann) についてのみ示した。アルミニウムでは、銅にくらべて照射による比抵抗増加率は3倍で、しかも強磁場中での比抵抗増加率は磁場のない時にくらべて著しく大きい(表7)。そのため、わずかに $1.3 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ で比抵抗が安全限界値に達してしまうことがわかる。

以上の考察から、核融合炉用超電導安定化材として、 $20 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ 以下の照射量では、銅の焼鈍材でしかも高純度材よりも電気抵抗比300程度のもの(特にG材)が適当であることが結論される。

図27には、核融合炉用超電導安定化材として最も適当と考えられたG (Ann)材について、原研の核融合実験炉(FER)の設計における安定化材の照射による比抵抗増大の許容値 $25 \times 10^{-11} \Omega \text{ m}^{20}$ を用いて炉の運転に伴う比抵抗変化を图示する。これによれば、 $10 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ の照射量までには安定化材は少なくとも4回の室温焼なましが必要であることになり、照射量を増すに従って室温焼なましが必要となってくる。

5. 結 言

核融合炉用超電導磁石安定化材の候補材である銅とアルミニウムについて、5Kでの高速中性子照射とその後の300Kまでの焼なましをくり返し3回行い、それぞれの過程で4.2Kにおける磁場中での電気抵抗変化を調べた。またそれに及ぼす試料純度及び加工度の影響を検討し、核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性を考察した。主な結果を以下にまとめる。

(1) 銅に関する結果

- ① 照射による比抵抗増加量はアルミニウムの約 $1/3$ である。
- ② 照射による比抵抗増加率(Damage Rate)は、銅の純度や30%までの加工度によって変化しない。また、比抵抗増加率は高純度材(電気抵抗比1400)では磁場によって増大するが、純度の低い材料(電気抵抗比約300)では磁場強度に依存しない。
- ③ 照射後300Kで焼なまししても照射で増加した比抵抗の約20%が残留するため、照射と焼鈍をくり返すことにより銅の比抵抗は増大する。この現象は高純度材でしかも磁場中で顕著となる。また、10%以上の加工材では照射による比抵抗増加の残留量が10%程度と焼鈍材にくらべて小さくなる。
- ④ 実験を行ったすべての条件において、磁場による比抵抗変化はKohlerの法則に従う。

(2) アルミニウムに関する結果

- ① 照射による比抵抗増加量は銅の3倍で、また照射による比抵抗増加率は磁場とともに増大する。
- ② 照射後300Kで焼なますと照射で増加した比抵抗はすべて無くなり、照射と焼鈍をく

抵抗に達する照射量はG材よりやや低い。一方、高純度銅であるHP (Ann) は、照射前の比抵抗はGやN材にくらべて低いが、強磁場中では照射による比抵抗増加率が大きくなり (表7)、また300K焼なましによる残留比抵抗もGやN材にくらべて大きい (図19)。このためHP材の比抵抗が安全限界値に達するまでの照射量はGやN材に比較して30~40%も低い。図26にアルミニウムの場合について示す。Al (Ann) とAl (30%CW) はほとんど同様であるので図にはAl (Ann) についてのみ示した。アルミニウムでは、銅にくらべて照射による比抵抗増加率は3倍で、しかも強磁場中での比抵抗増加率は磁場のない時にくらべて著しく大きい (表7)。そのため、わずかに $1.3 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ で比抵抗が安全限界値に達してしまうことがわかる。

以上の考察から、核融合炉用超電導安定化材として、 $20 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ 以下の照射量では、銅の焼鈍材でしかも高純度材よりも電気抵抗比300程度のもの (特にG材) が適当であることが結論される。

図27には、核融合炉用超電導安定化材として最も適当と考えられたG (Ann) 材について、原研の核融合実験炉 (FER) の設計における安定化材の照射による比抵抗増大の許容値 $25 \times 10^{-11} \Omega \text{ m}^{20}$ を用いて炉の運転に伴う比抵抗変化を图示する。これによれば、 $10 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ の照射量までには安定化材は少なくとも4回の室温焼なましが必要であることになり、照射量を増すに従って室温焼なましが必要となってくる。

5. 結 言

核融合炉用超電導磁石安定化材の候補材である銅とアルミニウムについて、5Kでの高速中性子照射とその後の300Kまでの焼なましをくり返し3回行い、それぞれの過程で4.2Kにおける磁場中での電気抵抗変化を調べた。またそれに及ぼす試料純度及び加工度の影響を検討し、核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性を考察した。主な結果を以下にまとめる。

(1) 銅に関する結果

- ① 照射による比抵抗増加量はアルミニウムの約 $1/3$ である。
- ② 照射による比抵抗増加率 (Damage Rate) は、銅の純度や30%までの加工度によって変化しない。また、比抵抗増加率は高純度材 (電気抵抗比1400) では磁場によって増大するが、純度の低い材料 (電気抵抗比約300) では磁場強度に依存しない。
- ③ 照射後300Kで焼なましても照射で増加した比抵抗の約20%が残留するため、照射と焼鈍をくり返すことにより銅の比抵抗は増大する。この現象は高純度材でしかも磁場中で顕著となる。また、10%以上の加工材では照射による比抵抗増加の残留量が10%程度と焼鈍材にくらべて小さくなる。
- ④ 実験を行ったすべての条件において、磁場による比抵抗変化はKohlerの法則に従う。

(2) アルミニウムに関する結果

- ① 照射による比抵抗増加量は銅の3倍で、また照射による比抵抗増加率は磁場とともに増大する。
- ② 照射後300Kで焼なますと照射で増加した比抵抗はすべて無くなり、照射と焼鈍をく

り返してもアルミニウムの比抵抗は変化しない。

- ③ 磁場による比抵抗変化は、50 KG以上ではほぼ一定値となる。特に照射後 300 K 焼なまし材の比抵抗は10 KG以上の磁場には依存せず一定である。
- (3) 本実験結果から各試料の核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性を磁場 100 KG, 照射量 20×10^{21} n/m² 以下の条件で検討した結果、銅の焼鈍材であり高純度でない電気抵抗比 300 程度のもの（特にG材）が最も良いことが明らかとなった。

本研究に関連して今後は次の様な問題点を調べる必要があると考える。

- ① 120 KG以上の強磁場中での照射材の磁気抵抗変化。
- ② 液体ヘリウム温度で照射を受けた安定化材の強度。
- ③ 14 MeV 中性子を用いた照射研究。
- ④ 照射による電気抵抗増加が小さく、かつ磁気抵抗も小さい合金系の検討。

謝 辞

本報告書は共同研究の研究成果をまとめたものである。研究の遂行に当って、色々と御盡力と御鞭撻を戴いた物理部 原田吉之助部長、固体物理第2研究室 岩田忠夫室長に深く感謝致します。また本研究に対して多くの御協力を戴いた固体物理第2研究室、前田裕司主任研究員、渡辺光男氏、加藤輝雄氏およびJRR3管理課の方々に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 高村三郎：日本原子力研究所研究報告 JAERI-M 6816 (1976).
- 2) S. Shimamoto et al.: Proc. 8th Symp. Eng. Prob. of Fusion Research (San Francisco, Nov. 1979) P. 1174.
- 3) R. E. Nygren: J. Nucl. Mater. 103 & 104 (1981) 735.
- 4) C. E. Klabunde, R. R. Coltman, Jr., and J. M. Williams: J. Nucl. Mater. 85 & 86 (1979) 385.
- 5) J. M. Williams, C. E. Klabunde, J. K. Redman, R. R. Coltman, Jr., and R. L. Chaplin: IEEE Trans. on Magnetics, vol. MAG-15 (1979) 731.
- 6) R. A. Van Konynenburg, M. W. Guinan and J. H. Kinney: J. Nucl. Mater. 103 & 104 (1981) 739.
- 7) R. R. Coltman, Jr.: J. Nucl. Mater. 108 & 109 (1982) 559.
- 8) R. B. Dingle: Proc. Roy. Soc. London A 201 (1950) 545.
- 9) S. Okuda, T. Nakanii, S. Takamura and H. Maeta: Proc. Int.

り返してもアルミニウムの比抵抗は変化しない。

- ③ 磁場による比抵抗変化は、50 KG以上ではほぼ一定値となる。特に照射後 300 K 焼なまし材の比抵抗は10 KG以上の磁場には依存せず一定である。
- (3) 本実験結果から各試料の核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性を磁場 100 KG, 照射量 20×10^{21} n/m² 以下の条件で検討した結果、銅の焼鈍材であまり高純度でない電気抵抗比 300 程度のもの（特にG材）が最も良いことが明らかとなった。

本研究に関連して今後は次の様な問題点を調べる必要があると考える。

- ① 120 KG以上の強磁場中での照射材の磁気抵抗変化。
- ② 液体ヘリウム温度で照射を受けた安定化材の強度。
- ③ 14 MeV 中性子を用いた照射研究。
- ④ 照射による電気抵抗増加が小さく、かつ磁気抵抗も小さい合金系の検討。

謝 辞

本報告書は共同研究の研究成果をまとめたものである。研究の遂行に当って、色々と御盡力と御鞭撻を戴いた物理部 原田吉之助部長、固体物理第2研究室 岩田忠夫室長に深く感謝致します。また本研究に対して多くの御協力を戴いた固体物理第2研究室、前田裕司主任研究員、渡辺光男氏、加藤輝雄氏およびJRR3管理課の方々に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 高村三郎：日本原子力研究所研究報告 JAERI-M 6816 (1976).
- 2) S. Shimamoto et al.: Proc. 8th Symp. Eng. Prob. of Fusion Research (San Francisco, Nov. 1979) P. 1174.
- 3) R. E. Nygren: J. Nucl. Mater. 103 & 104 (1981) 735.
- 4) C. E. Klabunde, R. R. Coltman, Jr., and J. M. Williams: J. Nucl. Mater. 85 & 86 (1979) 385.
- 5) J. M. Williams, C. E. Klabunde, J. K. Redman, R. R. Coltman, Jr., and R. L. Chaplin: IEEE Trans. on Magnetics, vol. MAG-15 (1979) 731.
- 6) R. A. Van Konynenburg, M. W. Guinan and J. H. Kinney: J. Nucl. Mater. 103 & 104 (1981) 739.
- 7) R. R. Coltman, Jr.: J. Nucl. Mater. 108 & 109 (1982) 559.
- 8) R. B. Dingle: Proc. Roy. Soc. London A 201 (1950) 545.
- 9) S. Okuda, T. Nakanii, S. Takamura and H. Maeta: Proc. Int.

り返してもアルミニウムの比抵抗は変化しない。

- ③ 磁場による比抵抗変化は、50 KG以上ではほぼ一定値となる。特に照射後 300 K 焼なまし材の比抵抗は10 KG以上の磁場には依存せず一定である。
- (3) 本実験結果から各試料の核融合炉用超電導磁石安定化材としての適応性を磁場 100 KG, 照射量 20×10^{21} n/m² 以下の条件で検討した結果、銅の焼鈍材であり高純度でない電気抵抗比 300 程度のもの (特にG材) が最も良いことが明らかとなった。

本研究に関連して今後は次の様な問題点を調べる必要があると考える。

- ① 120 KG以上の強磁場中での照射材の磁気抵抗変化。
- ② 液体ヘリウム温度で照射を受けた安定化材の強度。
- ③ 14 MeV 中性子を用いた照射研究。
- ④ 照射による電気抵抗増加が小さく、かつ磁気抵抗も小さい合金系の検討。

謝 辞

本報告書は共同研究の研究成果をまとめたものである。研究の遂行に当って、色々と御盡力と御鞭撻を戴いた物理部 原田吉之助部長、固体物理第2研究室 岩田忠夫室長に深く感謝致します。また本研究に対して多くの御協力を戴いた固体物理第2研究室、前田裕司主任研究員、渡辺光男氏、加藤輝雄氏およびJRR3管理課の方々に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 高村三郎：日本原子力研究所研究報告 JAERI-M 6816 (1976).
- 2) S. Shimamoto et al.: Proc. 8th Symp. Eng. Prob. of Fusion Research (San Francisco, Nov. 1979) P. 1174.
- 3) R. E. Nygren: J. Nucl. Mater. 103 & 104 (1981) 735.
- 4) C. E. Klabunde, R. R. Coltman, Jr., and J. M. Williams: J. Nucl. Mater. 85 & 86 (1979) 385.
- 5) J. M. Williams, C. E. Klabunde, J. K. Redman, R. R. Coltman, Jr., and R. L. Chaplin: IEEE Trans. on Magnetics, vol. MAG-15 (1979) 731.
- 6) R. A. Van Konynenburg, M. W. Guinan and J. H. Kinney: J. Nucl. Mater. 103 & 104 (1981) 739.
- 7) R. R. Coltman, Jr.: J. Nucl. Mater. 108 & 109 (1982) 559.
- 8) R. B. Dingle: Proc. Roy. Soc. London A 201 (1950) 545.
- 9) S. Okuda, T. Nakanii, S. Takamura and H. Maeta: Proc. Int.

- Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Trans. Japan Inst. Metals, 9 suppl. (1968) 234.
- 10) H. Maeta, T. Kato and S. Okuda : J. Phys. E.: Sci. Instr. 8 (1975) 577.
 - 11) For example, J.W. Corbett : Electron Radiation Damage in Semiconductor and Metals, Academic Press, N.Y. (1966).
 - 12) M. Kohler : Ann. Phys. 32 (1938) 211.
 - 13) K. Böning, B. Lengeler, J.-M. Welter and H. Wenzl : Jül. Conf. 2 vol. I (1968) 405.
 - 14) H. J. Wollenberger : Vacancies and Interstitials in Metals, Eds. A. Seeger, D. Schumacher, W. Schilling and J. Diehl, North Holland (1970) 236.
 - 15) P. Lucasson : Fundamental Aspects of Radiation Damage in Metals, CONF-751006-P1, U. S. A. (1975) 42.
 - 16) L.M. Clarebrough, M. E. Hargreaves and M.H. Loretto : Phil. Mag. 6 (1961) 807.
 - 17) H. Maeta and M. Kiritani : J. Sci. Hiroshima Univ. A-II 30 (1966) 13.
 - 18) 迫 淳, 関 泰 : 日本金属学会会報 20 (1981) 760.
 - 19) 私信 : Lawrence Livermore Laboratory (1983).
 - 20) 核融合実験炉 (FER) 昭和58年度設計仕様書 (案), 日本原子力研究所 (1983).

Table 1 Composition of Cu specimens, HP, G and N.

Materials	Impurities (wt. ppm)									
	Si	S	Pb	Ag	Sb	Ni	Sn	Fe	O	P
G	1	12	4-5	8-10	2	1-2	1	9	3	1-2
N	1	12	4-5	8-10	2	1-2	1	9	3	1-4
HP	—	—	—	1	—	—	—	—	—	—

— : undetectable

Table 2 Composition of Al.

Material	Impurities (wt. ppm)				
	Fe	Si	Cu	Mg	Ca+Na
Al	<1	2	<1	1	<1

Table 3 Residual resistivity ratio (R.R.R.) of resistivity at room temperature to that at 4.2K.

Specimens		R. R. R.
Cu	G	300
	N	280
	HP	1400
Al		1500

Table 4 The amount of fractional recovery after annealing at 60K, 200K and 300K in irradiated specimens. $\Delta\rho_I$ is the radiation induced resistivity. $\Delta\rho$ is the value remained after annealing.

Specimens	$\Delta\rho / \Delta\rho_I$		
	60K Anneal	200K Anneal	300K Anneal
HP (Ann)	0.650	0.410	0.201
HP (8% CW)	0.676	0.414	0.163
G (Ann)	0.683	0.438	0.215
G (9% CW)	0.677	0.400	0.158
G (30%CW)	0.680	0.396	0.134
N (Ann)	0.676	0.435	0.210
N (30%CW)	0.677	0.394	0.132
Al (Ann)	0.501	0.209	0.003
Al (30%CW)	0.497	0.207	0

Table 5 Magnetoresistivity before irradiation, after the cycle irradiation and after 300K anneal.

TREATMENTS	H (KG)	RESISIVITY ($\times 10^{-11} \Omega m$)									
		Cu					Al				
		HP(Ann)	HP(8%CW)	G(Ann)	G(9%CW)	G(30%CW)	N(Ann)	N(30%CW)	Al(Ann)	Al(30%CW)	
PRE IRRADIATION	0	1.43	9.33	6.60	16.52	21.93	7.23	21.74	4.42	6.19	
	30	13.18	22.35	19.55	27.02	32.42	22.02	32.79	6.54	10.19	
	60	21.53	35.10	31.77	38.98	44.06	35.84	44.84	7.21	11.10	
CYCLE 1 $1.2 \times 10^{21} n/m^2$	As Irradiated	13.64	21.52	17.58	27.29	32.54	19.73	32.66	46.05	44.35	
	30	26.68	32.42	29.11	36.69	42.29	32.96	42.81	67.65	64.06	
	60	40.83	45.00	42.37	48.17	53.40	48.03	54.14	82.78	75.57	
After 300K Anneal	0	3.89	11.32	8.96	18.22	23.35	9.86	23.18	4.54	6.20	
	30	17.75	24.03	21.51	28.69	33.93	24.26	34.16	6.73	10.17	
	60	29.89	36.72	34.39	40.60	45.54	38.88	46.00	7.35	11.07	
CYCLE 2 $1.2 \times 10^{21} n/m^2$	As Irradiated	15.64	22.88	19.21	28.49	33.43	21.48	33.58	45.94	-	
	After 300K Anneal	5.50	12.71	10.49	19.42	24.34	11.50	24.12	4.64	-	
CYCLE 3 $2.9 \times 10^{21} n/m^2$	As Irradiated	32.86	38.37	34.21	43.79	47.51	38.74	48.05	98.31	86.27	
	30	44.40	48.21	44.68	51.55	56.96	50.66	58.05	118.93	104.40	
	60	58.60	60.21	57.35	62.45	67.60	64.99	68.98	142.85	126.07	
After 300K Anneal	0	9.10	15.92	14.00	22.37	26.89	15.50	26.80	4.93	2.58	
	30	23.56	28.62	26.15	33.20	37.71	29.40	38.16	7.30	6.27	
	60	37.78	41.34	39.39	44.64	49.23	44.31	49.92	8.01	6.83	

Table 6 Ratio of the radiation induced resistivity remained after 300K anneal to the radiation induced resistivity.

Irradiation	Fraction of Resistivity Retained after 300K Anneals to Radiation Induced Resistivity								
	Cu				Al				
	HP(Ann)	HP(8%CW)	G(Ann)	G(9%CW)	G(30%CW)	N(Ann)	N(30%CW)	Al(Ann)	Al(30%CW)
Cycle 1	0.201	0.163	0.215	0.158	0.134	0.210	0.132	0.003	0
Cycle 2	0.137	0.120	0.149	0.117	0.100	0.141	0.090	0.002	-
Cycle 3	0.132	0.125	0.148	0.126	0.110	0.147	0.112	0.002	0

Table 7 Magnetoresistivity damage rate after the cycle irradiation.

Irradiation	H (kG)	Damage Rate ($\times 10^{-32} \Omega m / (n/m^2)$)									
		Cu					Al				
		HP(Ann)	HP(8%CW)	G(Ann)	G(9%CW)	G(30%CW)	N(Ann)	N(30%CW)	Al(Ann)	Al(30%CW)	
Cycle 1	0	9.85	9.83	8.85	8.69	8.56	10.08	8.81	33.57	30.77	
	30	10.89	8.12	7.71	7.80	7.96	8.82	8.08	49.28	43.44	
	60	15.56	7.98	8.55	7.41	7.53	9.83	7.50	60.94	51.99	
Cycle 2	0	9.48	9.32	8.27	8.28	8.15	9.37	8.39	33.39	-	
Cycle 3	0	9.43	8.85	8.18	8.40	7.99	9.39	8.25	32.30	27.61	
	30	9.08	8.34	8.01	7.95	8.02	9.10	8.33	38.67	32.49	
	60	9.89	8.54	8.32	8.14	8.22	9.39	8.57	46.71	39.66	

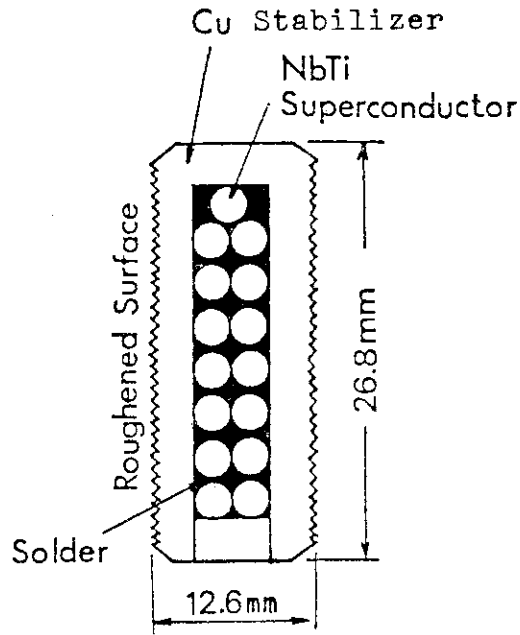


Fig. 1 Cross section of conductor for LCT

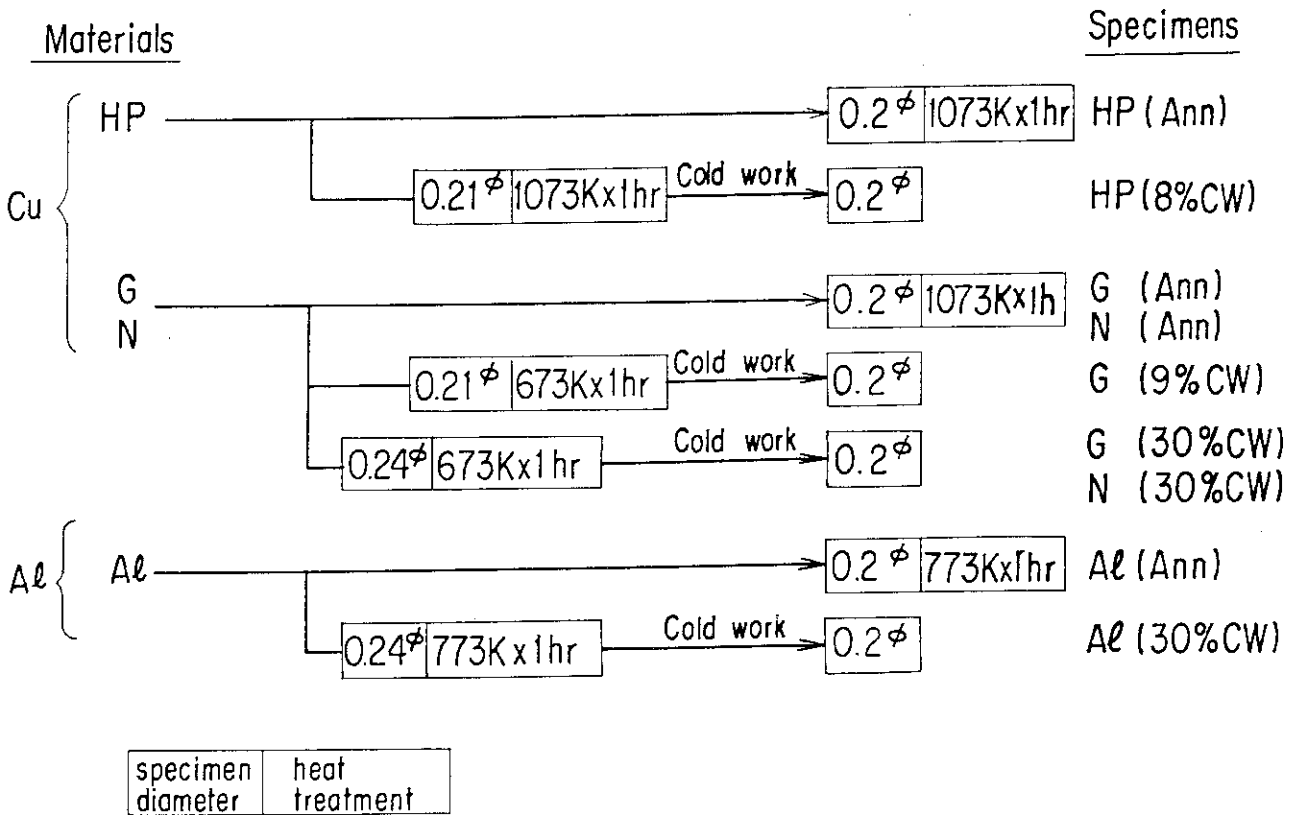


Fig. 2 States of heat treatment and cold work of samples.

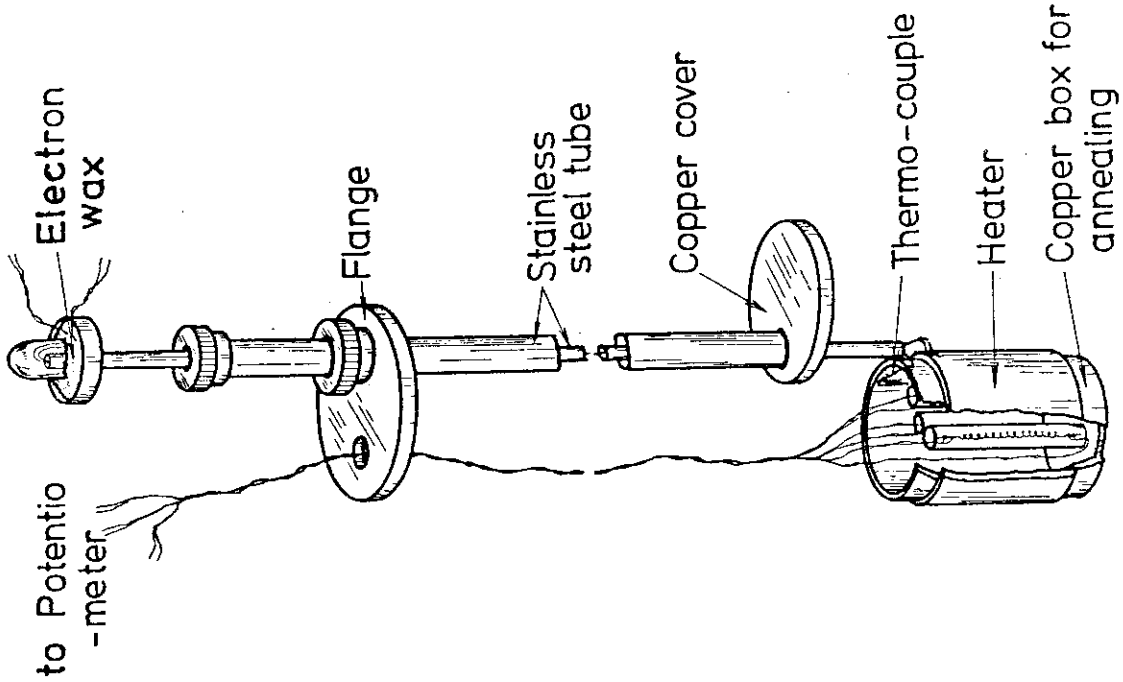


Fig. 4 Specimen holder for isochronal annealing. After irradiation, specimens are placed in the copper box and are annealed by passing an electric current through the heater after raising the box above liquid helium level. Electrical resistivity are measured by immersing the specimens into liquid helium.

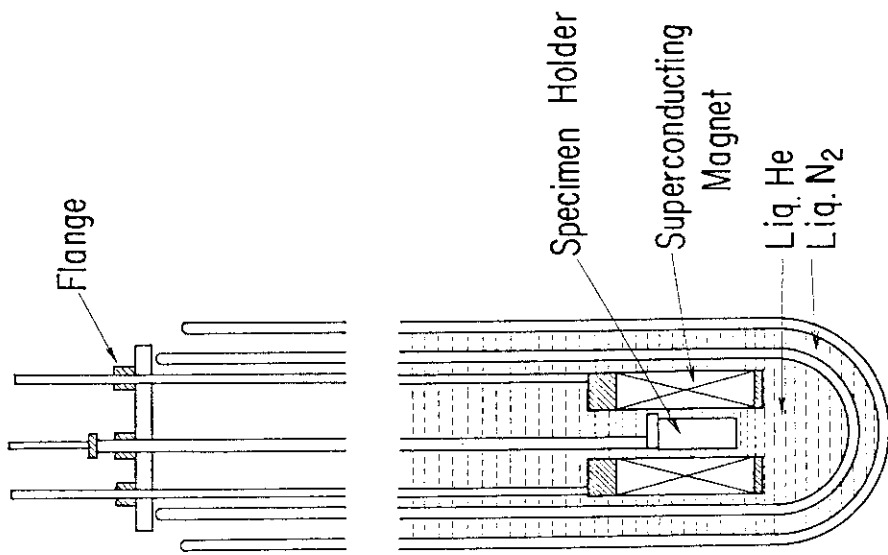
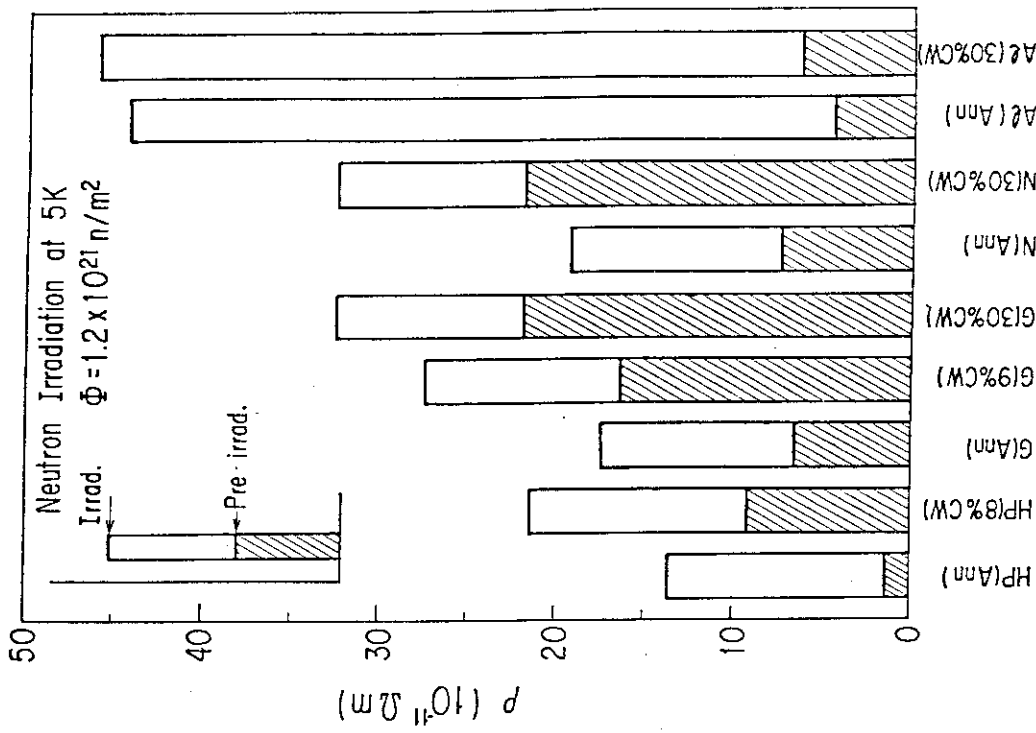


Fig. 3 Cryostat for electrical resistivity measurement at 4.2K in magnetic field.



Specimens

Fig. 6 Electrical resistivities before irradiation and after irradiation of $1.2 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$.

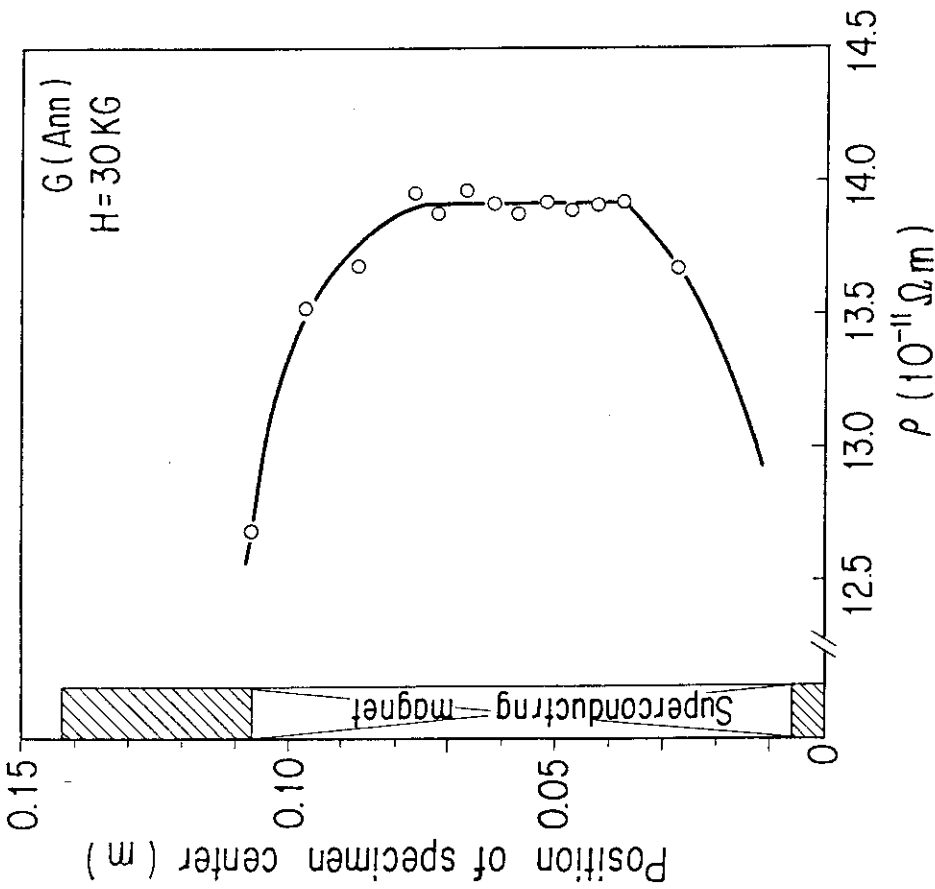


Fig. 5 Distribution of magnetic field in superconducting magnet used in the experiment, which is measured by magnetoresistivity of Cu

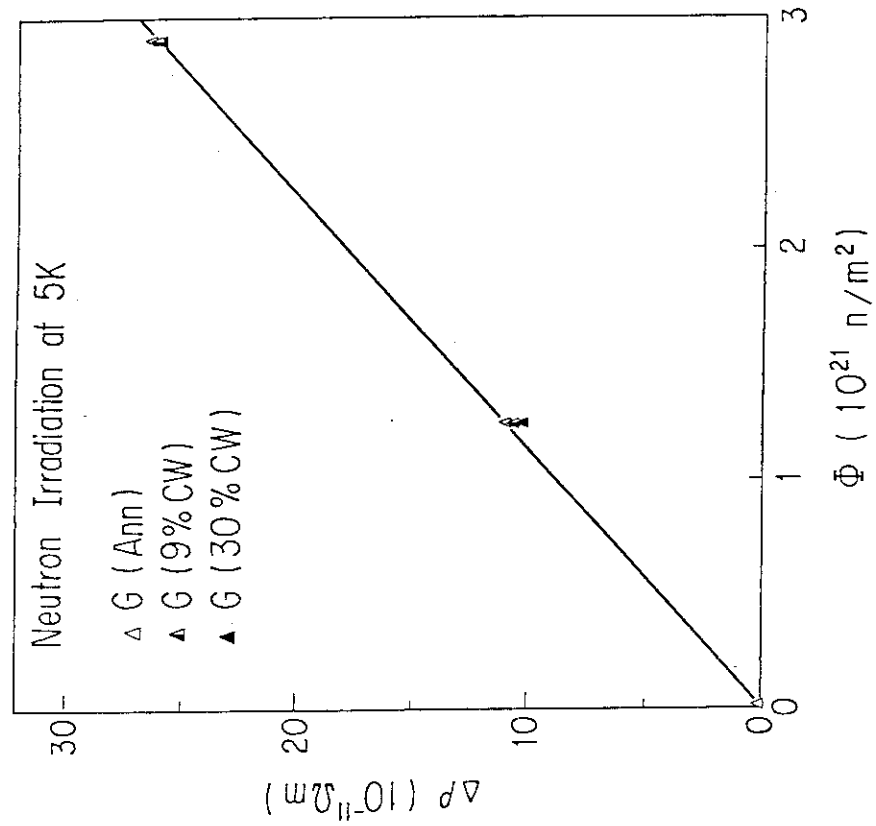


Fig. 8 Resistivity increases for different degree of cold worked Cu, G (Ann), G (9% CW) and G (30% CW), as a function of fast neutron fluence.

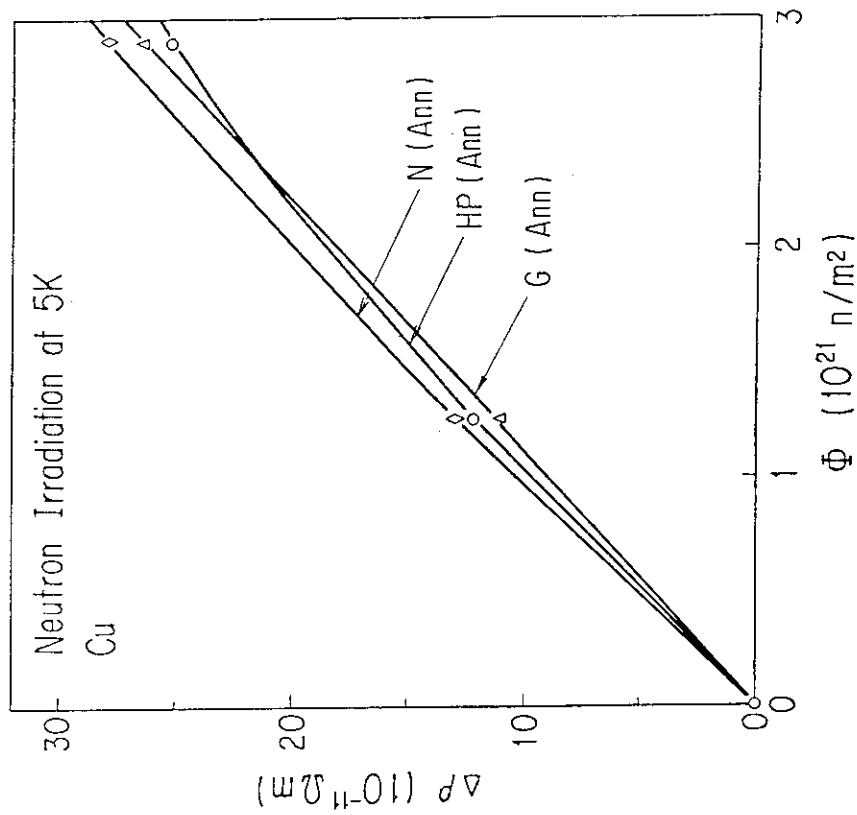


Fig. 7 Resistivity increases of Cu specimens having a different purity, HP (Ann), G (Ann) and N (Ann), as a function of fast neutron fluence.

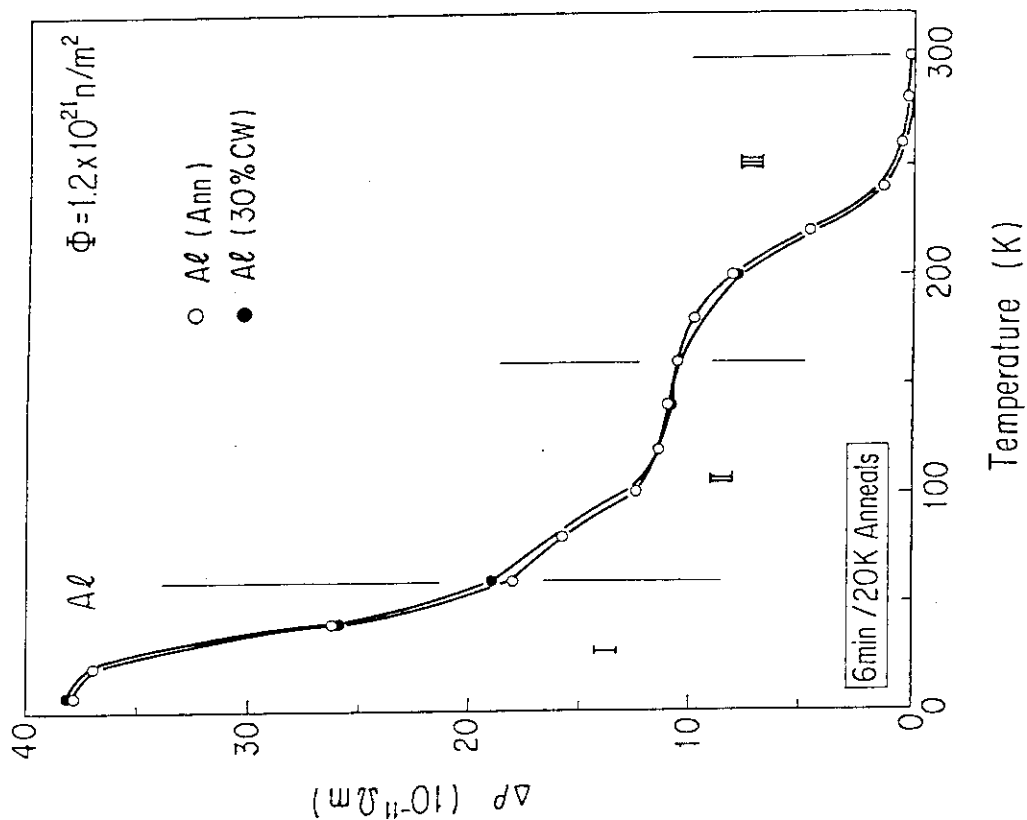


Fig. 10 Isochronal annealing curves in Al after irradiation of $1.2 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$.

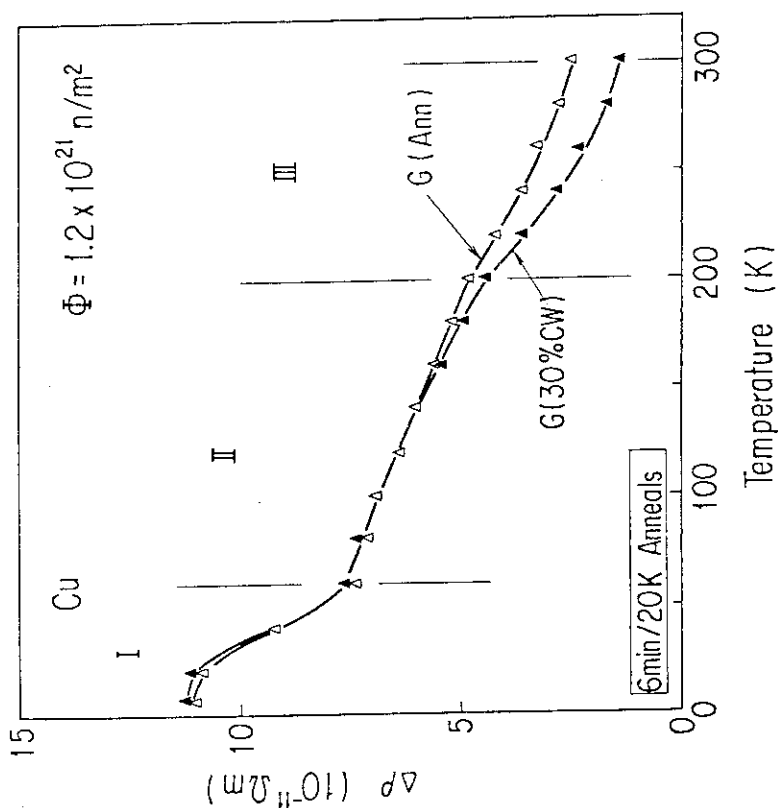


Fig. 9 Isochronal annealing curves of electrical resistivity in Cu after irradiation.

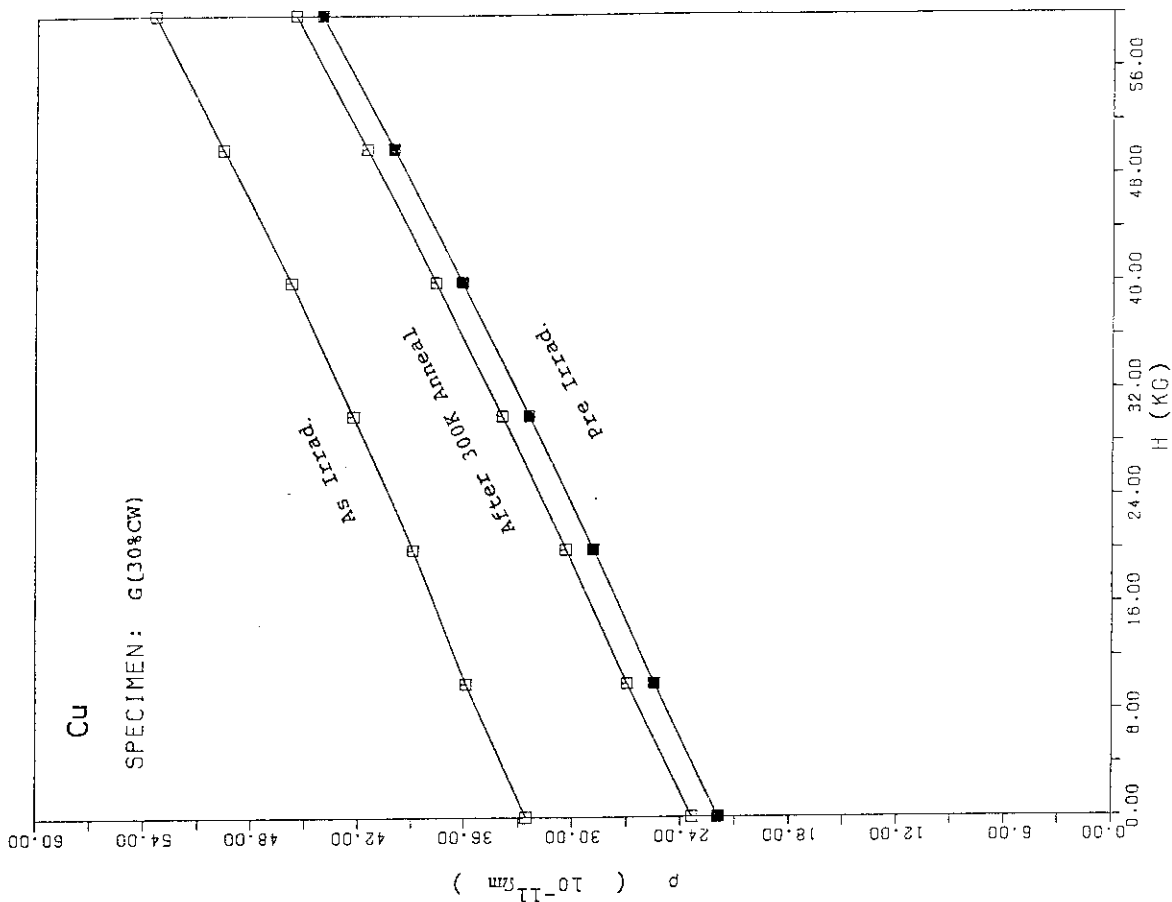


Fig. 12 Electrical resistivity in G(30%CW) before irradiation, after irradiation and after annealing at 300K as a function of magnetic field.

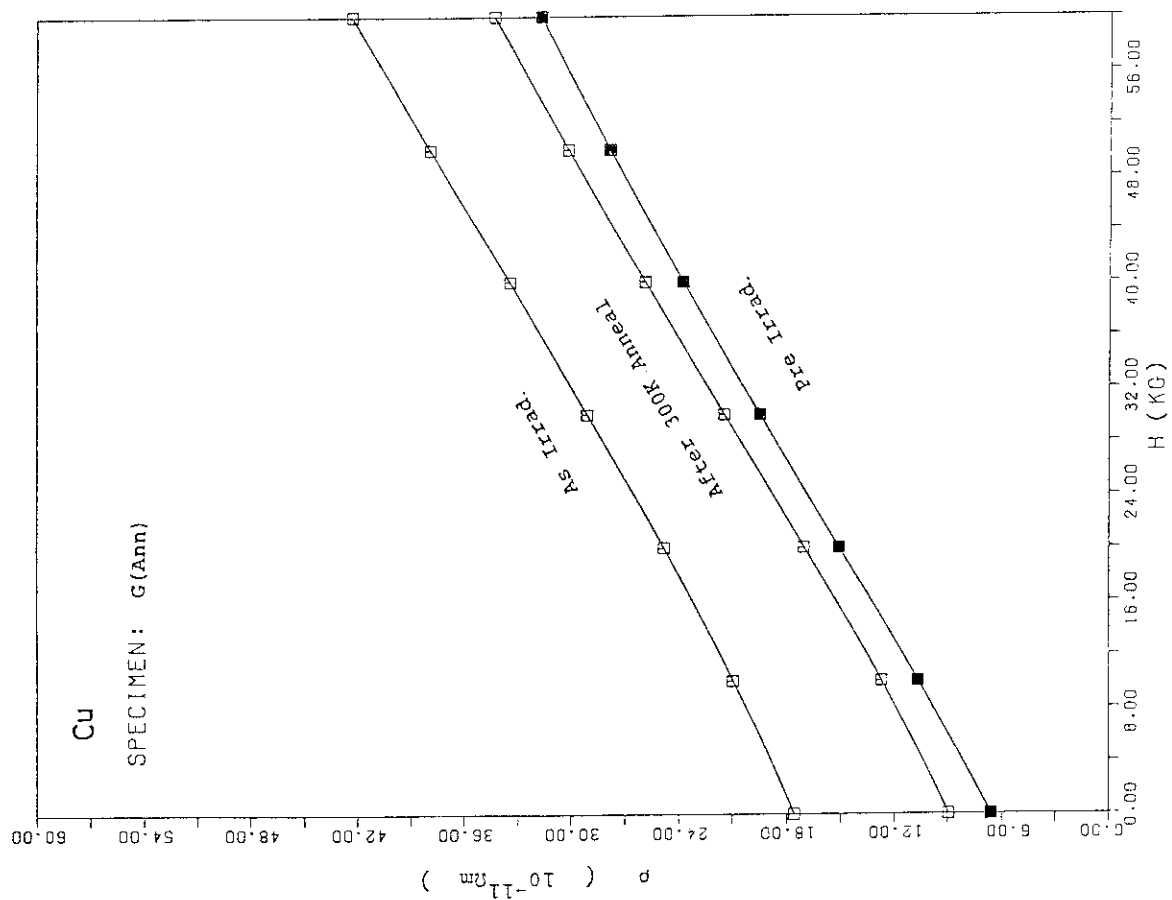


Fig. 11 Electrical resistivity in G(Ann) before irradiation (Pre Irrad.), after irradiation (As Irrad.) and after annealing at 300K (After 300K Anneal) as a function of magnetic field.

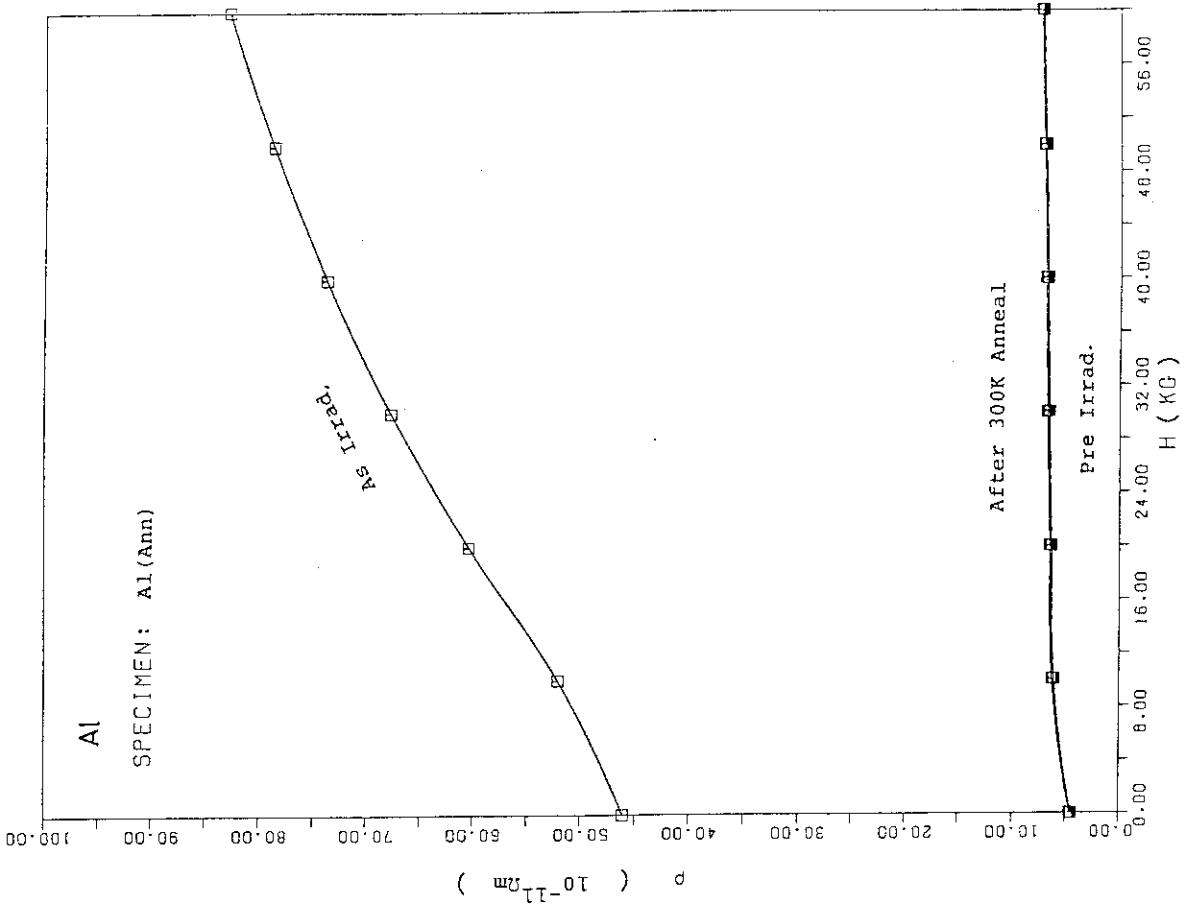


Fig. 14 Electrical resistivity in Al (Ann) before irradiation, after irradiation and after annealing at 300 K as a function of magnetic field.

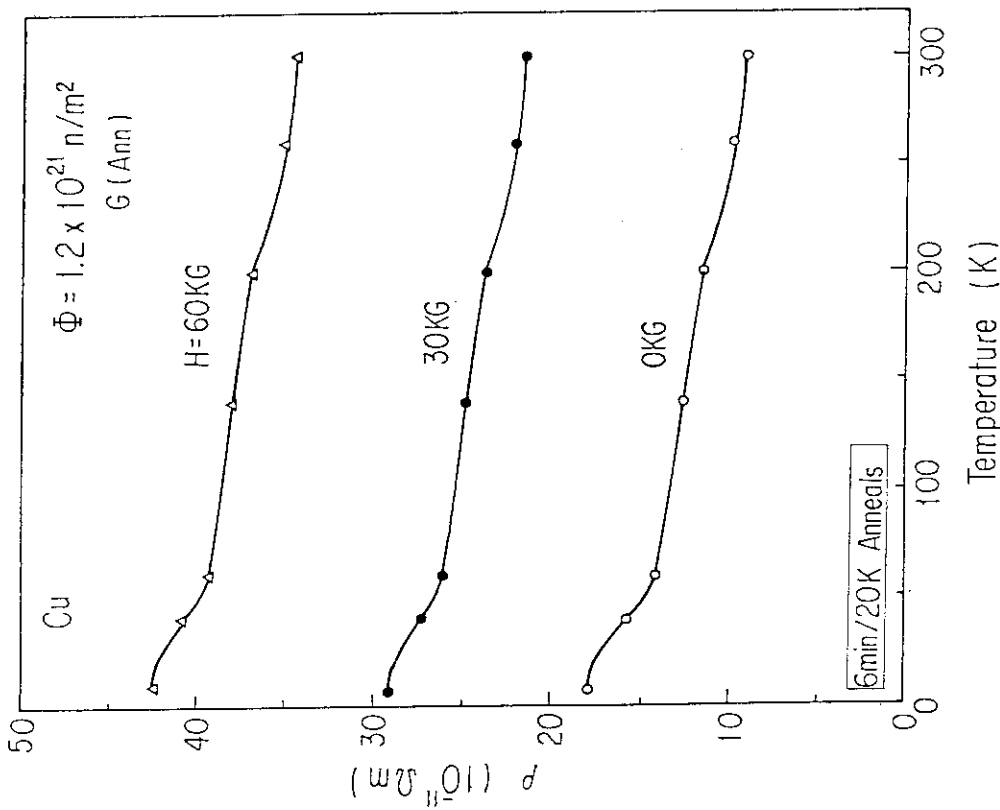


Fig. 13 Isochronal annealing curves of G(Ann) measured in magnetic field H after irradiation of $1.2 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$.

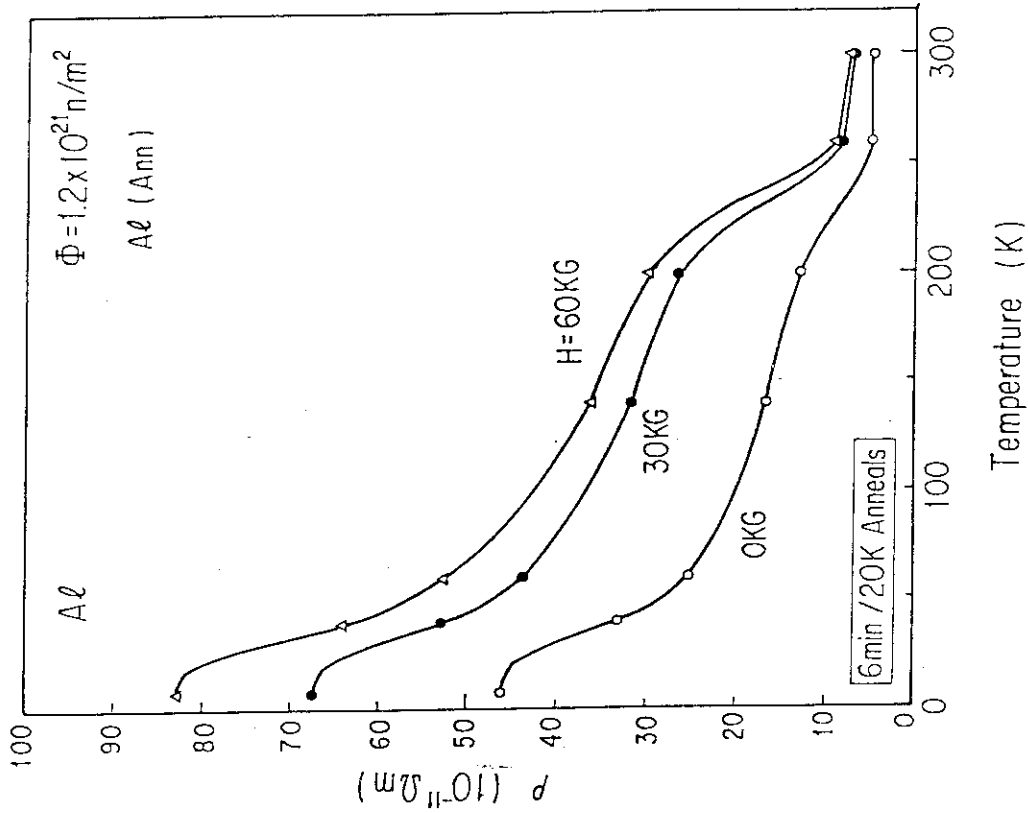


Fig. 16 Isochronal annealing curves of electrical resistivity in Al (Ann) measured in magnetic field after irradiation of $1.2 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$.

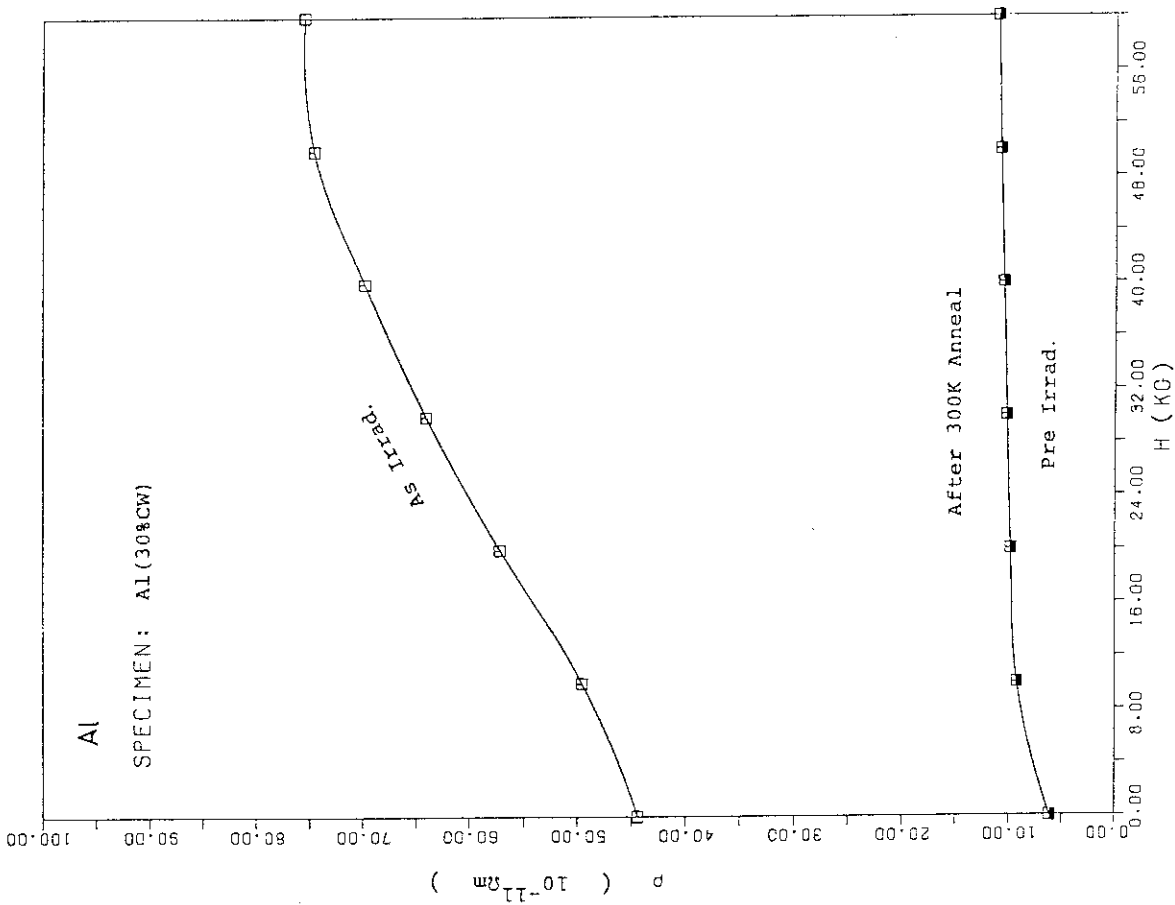


Fig. 15 Electrical resistivity in Al (30% CW) before irradiation, after irradiation and after annealing at 300K as a function of magnetic field.

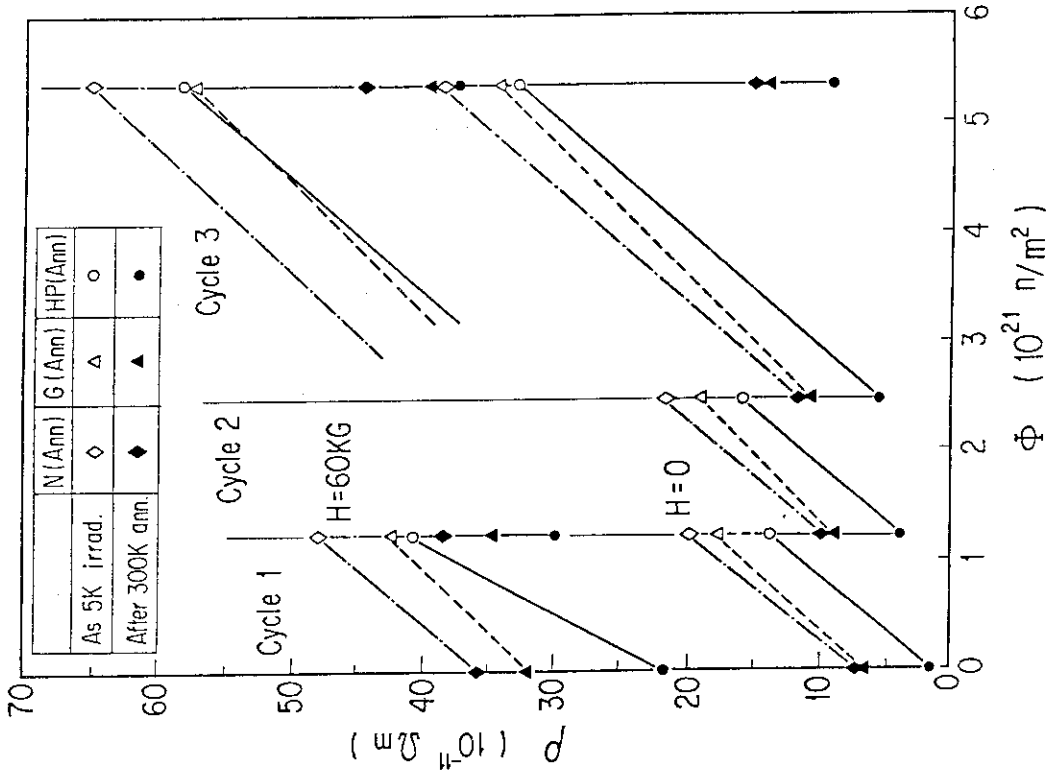


Fig. 18 Electrical resistivity during the repeated irradiation of Cu without magnetic field and at magnetic field of 60KG as a function of fast neutron fluence.

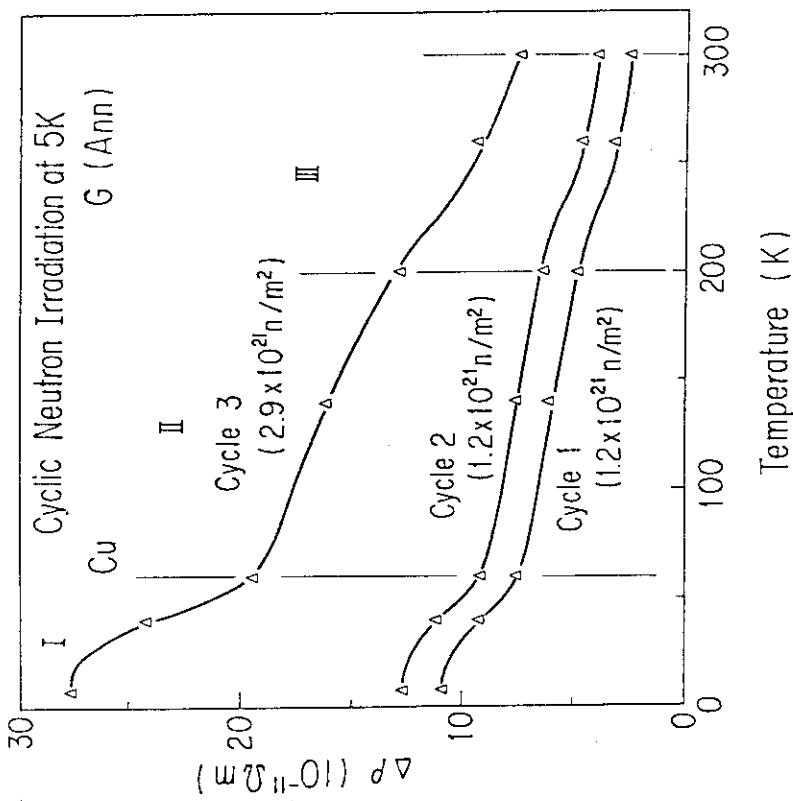


Fig. 17 Isochronal annealing curves after the repeated irradiations, cycle 1, cycle 2 and cycle 3, in G(Ann) without magnetic field.

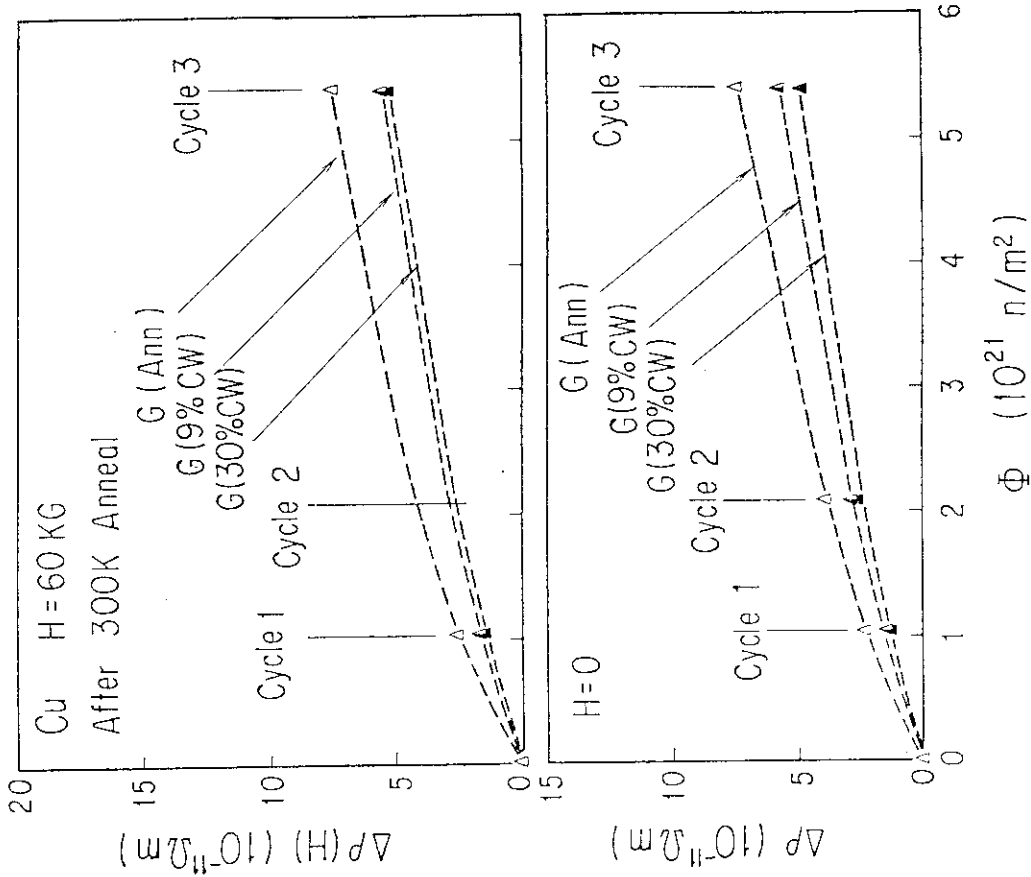


Fig. 20 Similar to figure 19 but effect of cold work on resistivity change is studied.

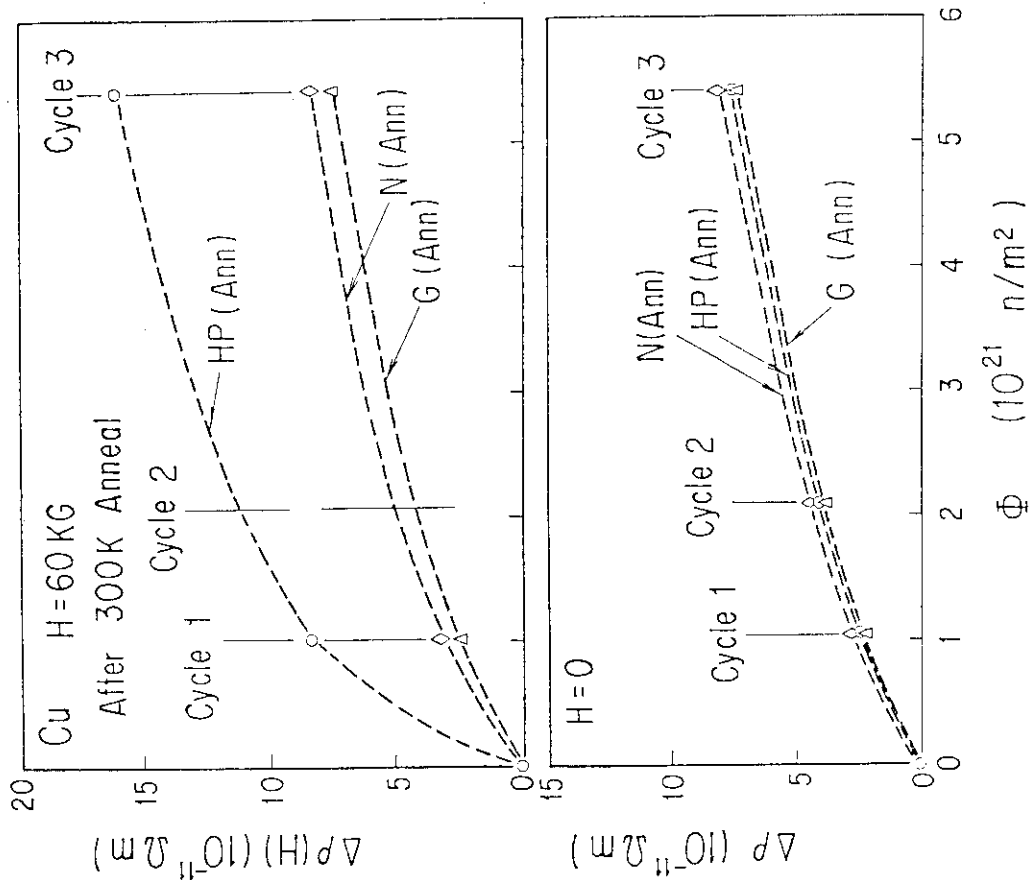


Fig. 19 Accumulated resistivity changes at 4.2K remained after 300K anneal of the cycle irradiated Cu at the magnetic field $H=0$ and $H=60$ KG. Effect of purity on resistivity change is studied.

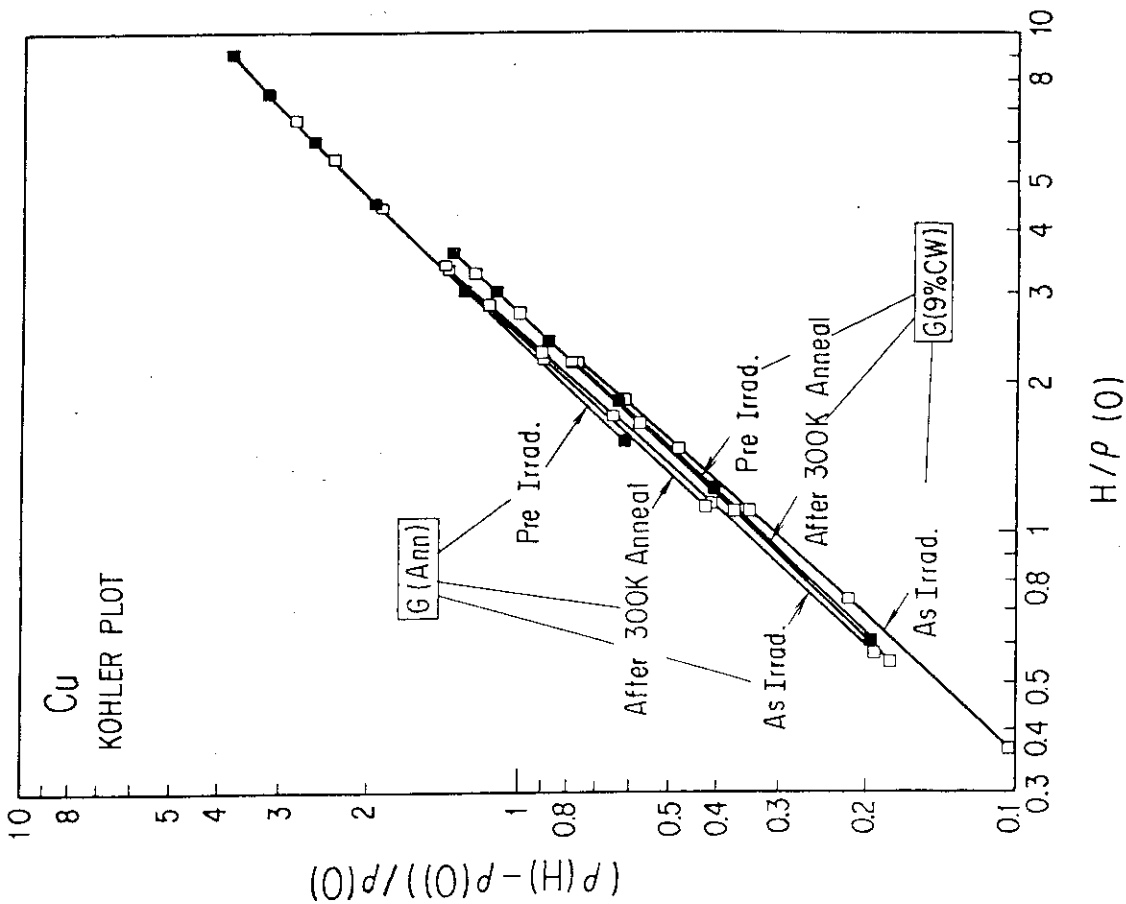


Fig. 22 Kohler plots for Cu before irradiation (Pre Irrad.), after irradiation (As Irrad.) and after 300 K anneal (After 300 K Anneal) in G(Ann) and G(9%CW).

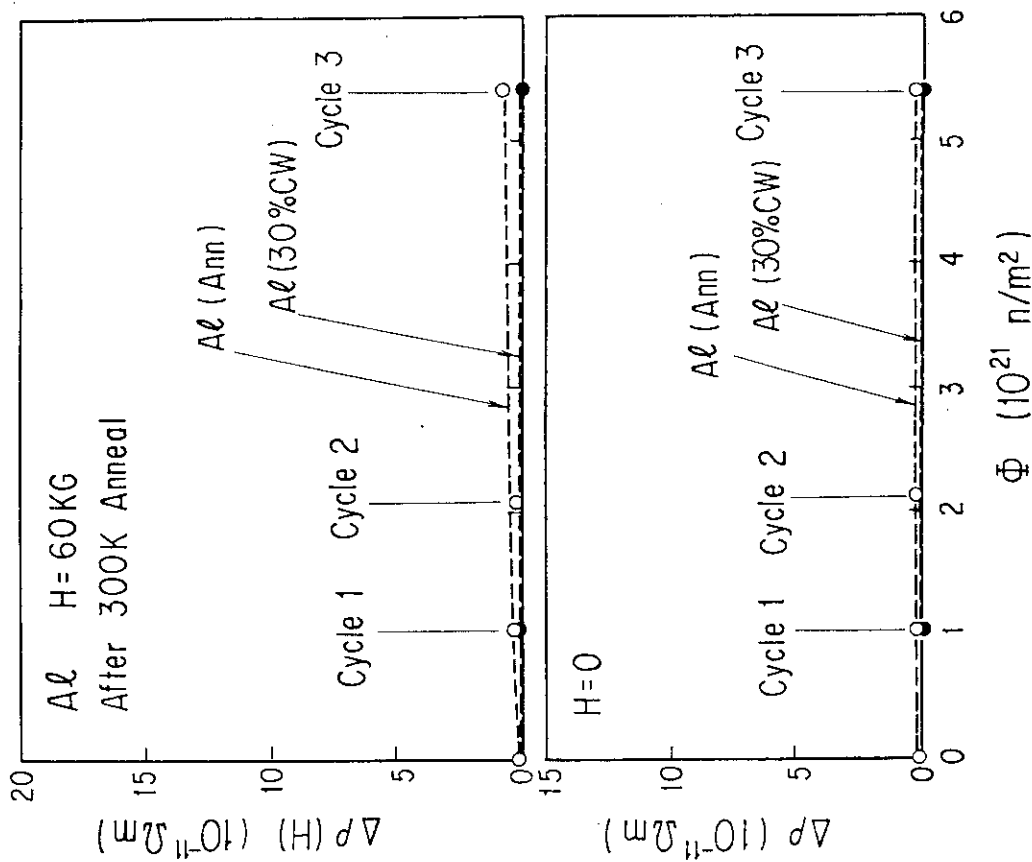


Fig. 21 Similar to figure 19 but Al.

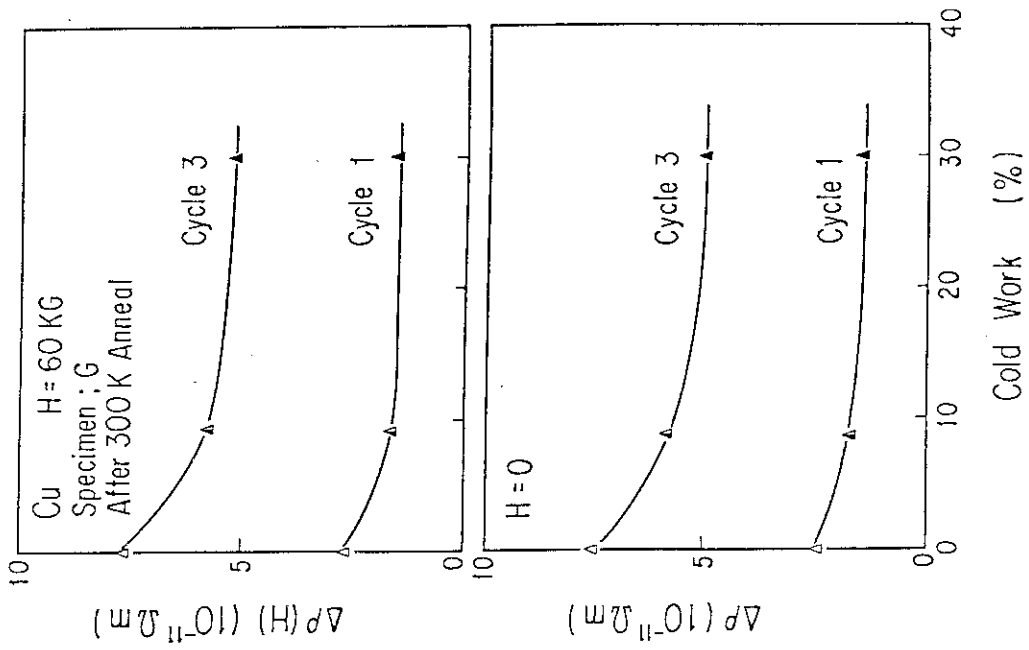


Fig. 24 Radiation induced resistivity remained the annealing at 300 K in G specimens after cycle irradiation 1 and 3. Resistivity is measured at $H=0$ and at $H=60$ KG.

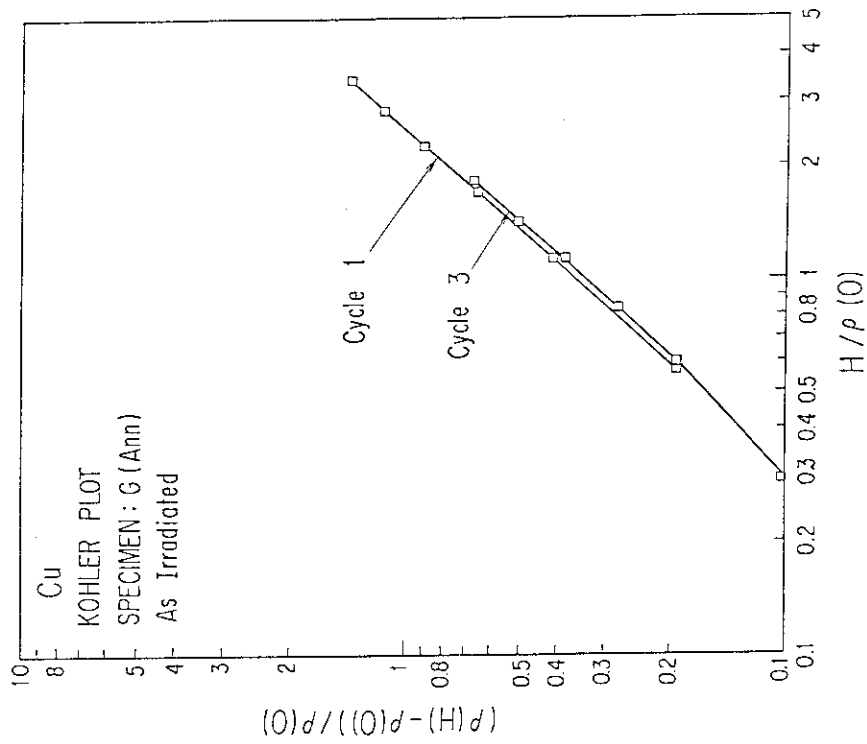


Fig. 23 Kohler plots for G(Ann) after cycle irradiation 1 and after cycle irradiation 3.

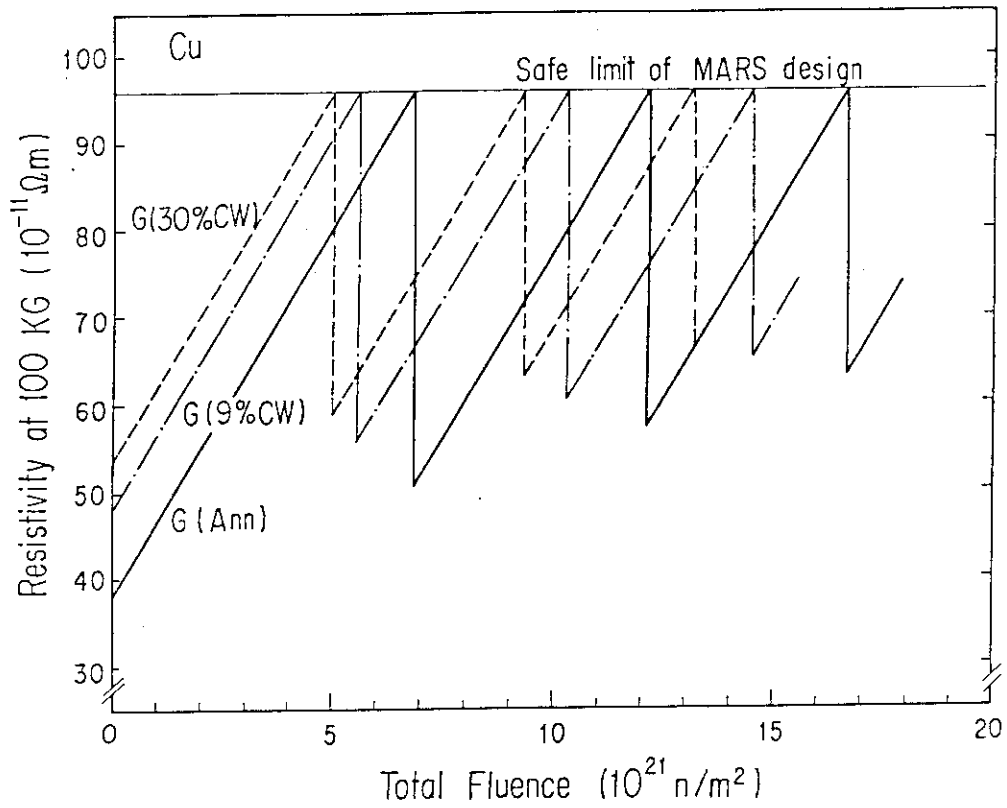


Fig. 25 Resistivity at 100KG of G(Ann), G(9%CW) and G(30%CW) as a function of fast neutron fluence. When the radiation induced resistivity has reached at the design operating limit for the magnet of Mirror Advanced Reactor Study (MARS), it is assumed that the magnet is annealed up to room temperature.

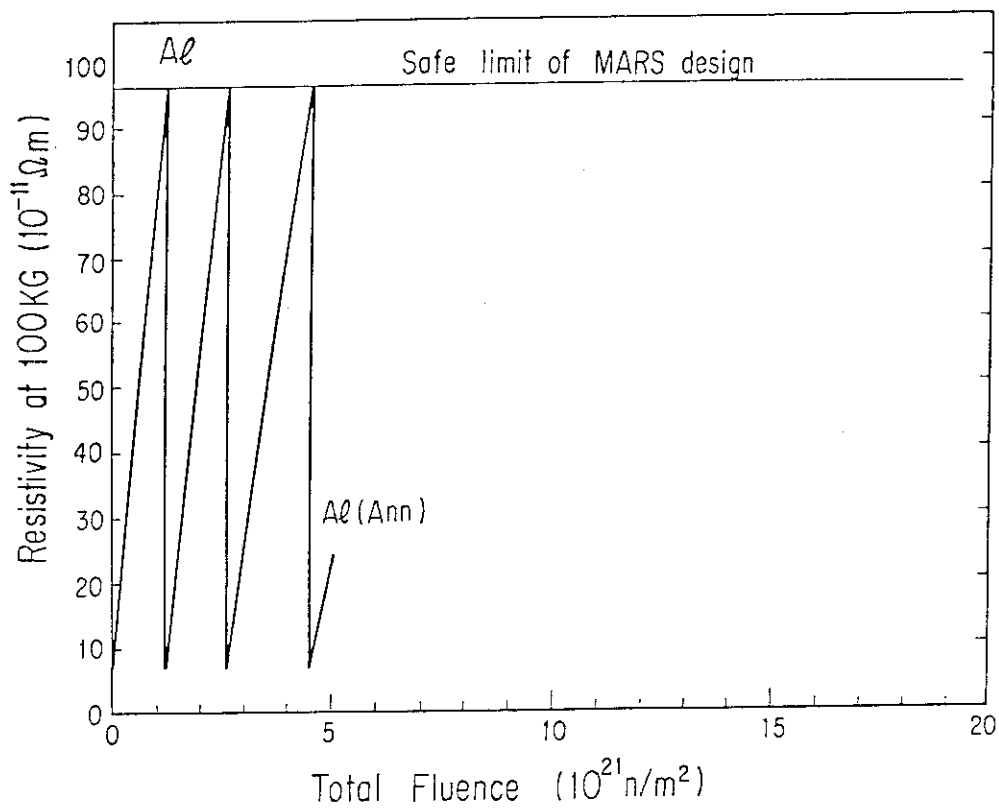


Fig. 26 Similar to figure 25 but Al(Ann)

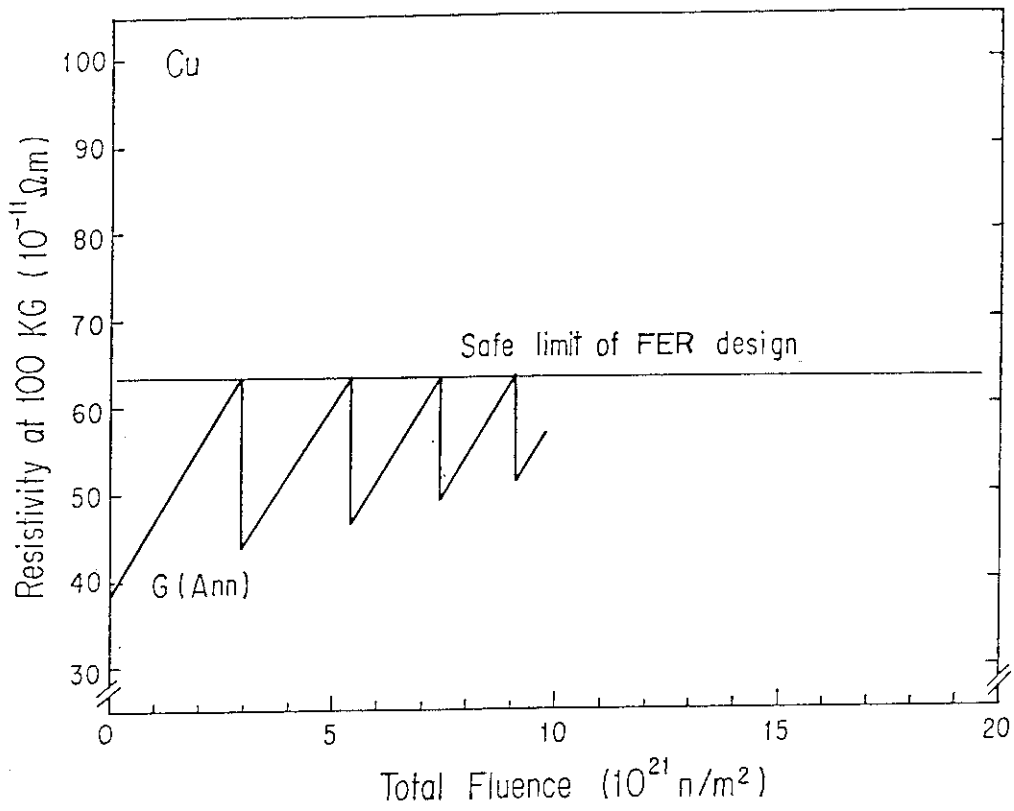


Fig. 27 Similar to figure 25 but the design operating limit is for the magnet of Fusion Experimental Reactor (FER). Specimen is G(Ann).